



**HAL**  
open science

# Effet de la microstructure et de la rugosité sur le comportement au frottement et à l'usure d'aciers faiblement alliés

Céline Trevisiol

► **To cite this version:**

Céline Trevisiol. Effet de la microstructure et de la rugosité sur le comportement au frottement et à l'usure d'aciers faiblement alliés. Génie mécanique [physics.class-ph]. Université de Technologie de Compiègne, 2018. Français. NNT : 2018COMP2430 . tel-03271691

**HAL Id: tel-03271691**

**<https://theses.hal.science/tel-03271691>**

Submitted on 26 Jun 2021

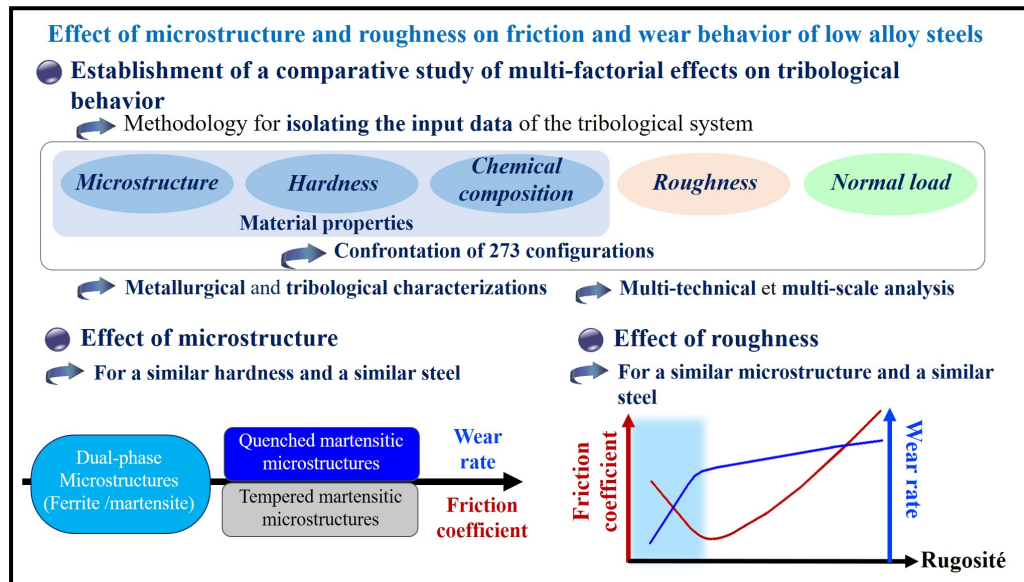
**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Par Céline TREVISIOL

*Effet de la microstructure et de la rugosité sur le comportement au frottement et à l'usure d'aciers faiblement alliés*

Thèse présentée  
 pour l'obtention du grade  
 de Docteur de l'UTC



Soutenue le 17 juillet 2018

**Spécialité :** Mécanique Avancée : Unité de recherche en Mécanique - Laboratoire Roberval (FRE UTC - CNRS 2012)

D2430





Université de Technologie de Compiègne

Laboratoire Roberval – FRE 2012

# **Effet de la microstructure et de la rugosité sur le comportement au frottement et à l'usure d'aciers faiblement alliés**

Par Céline TREVISIOL

Thèse de doctorat

En vue de l'obtention du grade de

Docteur de l'Université de Technologie de Compiègne

Spécialité : Mécanique Avancée

Date de soutenance : 17 Juillet 2018

## **Jury de Soutenance**

Bacroix Brigitte	Université Paris 13	Rapporteur
Bouvier Salima	Université de Technologie de Compiègne	Directeur de thèse
Chen Yan-Ming	CETIM	Examineur
Jourani Abdeljalil	Université de Technologie de Compiègne	Directeur de thèse
Mazeran Pierre-Emmanuel	Université de Technologie de Compiègne	Examineur
Montmitonnet Pierre	Mines ParisTech de Sophia-Antipolis	Rapporteur



## Articles, conférences et mobilité à l'international

### Articles publiés dans des revues internationales à comité de lecture

- **C. Trevisiol**, A. Jourani, S. Bouvier, *Effect of martensite volume fraction and abrasive particles size on friction and wear behaviour of a low alloy steel*, Tribology International 113 (2017) 471-425.
- **C. Trevisiol**, A. Jourani, S. Bouvier, *Effect of hardness, microstructure, normal load and abrasive size on friction and on wear behaviour of 35NCD16 steel*, Wear 388–389 (2017) 101–111.
- **C. Trevisiol**, A. Jourani, S. Bouvier, *Effect of abrasive particle size on friction and wear behaviour of various microstructures of 25CD4 steel*, Journal of Physics 843 (2017) 012073.
- **C. Trevisiol**, A. Jourani, S. Bouvier, *Experimental study and modelling of the effect of microstructure on friction and wear mechanisms of low alloy steel*, Materials Research Express 4(12) (2017) 125802.
- **C. Trevisiol**, A. Jourani, S. Bouvier, *Effect of microstructures with the same hardness level and chemical composition on friction and wear behaviour of a low alloy steel*, Tribology International 127 (2018) 389-403.
- **C. Trevisiol**, A. Jourani, S. Bouvier, *Effect of martensite morphology on tribological behaviour of a low-alloy steel*, Journal of Metallography, Microstructure, and Analysis 8 (2019) 123-134.

### Article accepté dans une revue française

- **C. Trevisiol**, A. Jourani, S. Bouvier, *Effet de différentes microstructures avec un même niveau de dureté sur le frottement et l'usure d'un acier faiblement allié*, Actes des Journées Internationales Francophones de Tribologie, Saint-Ouen mai 2017, Presses des Mines (2018), In press.

## Présentations orales dans des conférences internationales

- **C. Trevisiol**, A. Jourani, S. Bouvier (2016), *Effect of hardness, microstructure, normal load and abrasive size on friction and on wear behaviour of 35NCD16 steel*, The 17<sup>th</sup> Nordic Symposium on Tribology – NORDTRIB, 14-17 Juin, Hämeenlinna, Finland.
- **C. Trevisiol**, A. Jourani, S. Bouvier (2016), *Effect of martensite volume fraction and abrasive particle size on friction and wear behaviour of 0.35% carbon steel*, The 43<sup>rd</sup> Leeds-Lyon Symposium on Tribology, 6 –9 Septembre, Leeds, England.
- A. Jourani, **C. Trevisiol**, S. Bouvier, (2017), *Combined Effect of Abrasive Particle Size and Microstructure on Friction and Wear Mechanisms of Low Alloy Steel* , 2nd African Conference in Tribology, April 16-19, 2017, Marrakesh, Morocco.
- **C. Trevisiol**, A. Jourani, S. Bouvier (2017), *Effect of abrasive particle size on friction and wear behaviour of various microstructures of 25CD4 steel*, The 6<sup>th</sup> International Conference on Fracture Fatigue and Wear, 26-27 Juillet, Porto, Portugal.
- A. Jourani, **C. Trevisiol**, S. Bouvier, (2017), *Impact of surface roughness on Friction and Wear Mechanisms of Low Alloy Steel*, 3rd World Congress on Materials Science & Engineering, August 24-26, 2017, Barcelona, Spain.
- **C. Trevisiol**, A. Jourani, S. Bouvier (2017), *Effect of abrasive particle size on friction and wear behavior of various microstructures with the same chemical composition and similar hardness level*, The 44<sup>th</sup> Leeds-Lyon Symposium on Tribology, 4-6 Septembre, Lyon, France.
- A. Jourani, **C. Trevisiol**, S. Bouvier, (2018), *Effect of Roughness and Microstructure on Tribological Behaviour of 35NCD16 Steel*, ICMSE 2018: 20th International Conference on Materials Science and Engineering, January 22-23, 2018, Dubai, UAE.

## Présentation orale dans une conférence nationale

**C. Trevisiol**, A. Jourani, S. Bouvier (2017), *Effet de différentes microstructures avec un même niveau de dureté sur le frottement et l'usure d'un acier faiblement allié*, 6<sup>ème</sup>Journées Internationales Francophones de Tribologie JIFT, 17-19 mai, Saint-Ouen, France.

## Présentation par affiche dans une conférence internationale

C. Trevisiol, A. Jourani, S. Bouvier (2016), *Effect of Abrasive Particle Size and Microstructure on Friction and Wear Mechanisms of Low Alloy Steel*, 9<sup>th</sup> annual US-France symposium of the International Center for Applied Computational Mechanics, 1-3 Juin, Compiègne, France.

## Prix et distinctions

Best Presentation Award in ICMSE 2018: 20th International Conference on Materials Science and Engineering:



## Mobilité à l'international

Séjour de 3 semaines en Corée du Sud à l'université POSTECH au sein du laboratoire GIFT en décembre 2015.



# Remerciements

Cette thèse de doctorat est le fruit d'un travail de trois ans au sein de l'équipe matériaux et surfaces du laboratoire Roberval de Mécanique de l'Université de Technologie de Compiègne. Ces trois ans passés ont été indiscutablement les plus formateurs de tout mon cursus.

Tout d'abord, je remercie mes directeurs de thèse, Monsieur Abdeljalil JOURANI et Madame Salima BOUVIER, qui m'ont accordé leur confiance, m'ont proposé ce sujet d'étude et m'ont donné la possibilité de réaliser ces travaux de recherche. Je suis également reconnaissante de leur encadrement, de leurs conseils avisés et de l'ensemble des différentes opportunités proposées qui m'ont permis d'enrichir grandement ma formation.

J'aimerais également adresser mes sincères remerciements à Madame Brigitte Bacroix, Monsieur Yan-Ming Chen, Monsieur Pierre-Emmanuel Mazeran et Monsieur Pierre Montmitonnet d'avoir accepté de porter un jugement sur ce travail de thèse en participant au jury. Puis, je souhaiterais remercier Madame Brigitte Bacroix et Monsieur Pierre Montmitonnet qui m'honorent d'avoir accepté de rapporter mon mémoire en apportant leur enrichissant point de vue.

Ensuite, je souhaite adresser un grand merci à Pierre Emmanuel Mazeran pour sa grande expérience, sa disponibilité et ses remarques concernant les analyses réalisées par nanoindentation. Puis, j'exprime également ma gratitude pour les divers précieux conseils qui m'ont été adressés au cours des réunions d'équipe Matériaux et Surfaces et lors de différents échanges techniques et scientifiques notamment en métallurgie par Jérôme Favergeon, Marion Risbet, Julie Marteau... Je souhaite ensuite exprimer ma profonde gratitude envers l'ensemble des membres du laboratoire Roberval. Je les remercie pour leur convivialité, pour leur soutien continu et pour avoir contribué à rendre si agréable mon séjour au sein du laboratoire.

Puis, je me tourne vers le pôle matériaux métalliques et surfaces du CETIM que j'ai intégré me permettant de poursuivre l'enrichissement de ma formation dans les domaines passionnants de la tribologie et de la science des matériaux après ces trois années de thèse. Je remercie l'ensemble des membres de l'équipe pour leur soutien et de m'avoir fait partager leur savoir durant ces neuf derniers mois qui ont précédé la soutenance de thèse.

Enfin, je remercie, du fond du cœur, ma famille et mes amis pour leur soutien au quotidien. En particulier, je tiens à envoyer plus qu'un remerciement à mes parents, mon frère et à Guillaume qui m'ont toujours soutenu et encouragé dans mes choix d'études et personnels. Enfin à tous mes amis et à tous ceux qui ont participé de près ou de loin à l'aboutissement de ce travail.





# Plan du Manuscrit

<b>Articles, conférences et mobilité à l'international.....</b>	<b>3</b>
<b>Remerciements.....</b>	<b>7</b>
<b>Introduction générale.....</b>	<b>13</b>
<b>CHAPITRE I - Étude bibliographique .....</b>	<b>17</b>
<b>1. Introduction .....</b>	<b>18</b>
<b>2. Effet de la rugosité.....</b>	<b>18</b>
2.1 Introduction .....	18
2.2 Comportement au frottement.....	18
2.3 Comportement à l'usure .....	23
<b>3. Effet de la dureté et de la microstructure .....</b>	<b>32</b>
3.1 Effet de la dureté sans considération de la microstructure .....	32
3.2 Contribution de la microstructure.....	36
<b>4. Conclusion.....</b>	<b>45</b>
<b>CHAPITRE II – Choix de matériaux et générations des microstructures..</b>	<b>47</b>
<b>1. Introduction .....</b>	<b>49</b>
<b>2. Choix des matériaux.....</b>	<b>49</b>
2.1 Motivations.....	49
2.2 Présentations des matériaux .....	50
2.3 Conclusion.....	53
<b>3. Microstructures martensitiques trempées .....</b>	<b>54</b>
3.1 Introduction .....	54
3.2 Description des traitements thermiques.....	54
3.3 Caractérisation des microstructures et des macro-duretés.....	56
<b>4. Microstructures martensitiques revenues.....</b>	<b>60</b>
4.1 Introduction .....	60
4.2 Description des traitements thermiques.....	60
4.3 Caractérisation des microstructures et des macro-duretés.....	62

<b>5. Microstructures de type dual-phase .....</b>	<b>65</b>
5.1 Introduction .....	65
5.2 Choix des caractéristiques microstructurales variées .....	66
5.3 Variation des morphologies de colonies de martensite .....	66
5.4 Variation de la fraction volumique de la martensite.....	76
<b>6. Microstructure de type multi-phase .....</b>	<b>80</b>
6.1 Introduction .....	80
6.2 Description des traitements thermiques.....	81
6.3 Caractérisation de la microstructure et de la macro-dureté .....	82
<b>7. Conclusion .....</b>	<b>84</b>

## **CHAPITRE III - Impact de la microstructure et de la rugosité sur le comportement au frottement..... 87**

<b>1. Introduction .....</b>	<b>89</b>
<b>2. Caractérisation du comportement au frottement.....</b>	<b>89</b>
2.1 Principe du tribomètre .....	89
2.2 Eprouvettes.....	90
2.3 Paramètres d'essais.....	91
2.4 Mesure du coefficient de frottement.....	91
2.5 Synthèse.....	92
<b>3. Effet de la taille des anciens grains d'austénite .....</b>	<b>93</b>
3.1 Introduction .....	93
3.2 Résultats et discussions .....	93
3.3 Synthèse.....	96
<b>4. Effet du niveau d'adoucissement de la martensite trempée .....</b>	<b>96</b>
4.1 Introduction .....	96
4.2 Résultats et discussions .....	97
4.3 Synthèse.....	101
<b>5. Effet de la fraction volumique de martensite.....</b>	<b>101</b>
5.1 Introduction .....	101
5.2 Résultats et discussions .....	102
5.3 Synthèse.....	104
<b>6. Effet de la morphologie des colonies de martensite.....</b>	<b>105</b>
6.1 Introduction .....	105
6.2 Résultats et discussions .....	106
6.3 Synthèse.....	110

<b>7. Comparaison de différentes microstructures.....</b>	<b>111</b>
7.1 Introduction .....	111
7.2 Résultats et discussions .....	112
7.3 Synthèse.....	118
<b>8. Conclusion.....</b>	<b>119</b>

## **CHAPITRE IV - Impact de la microstructure et de la rugosité sur le comportement à l'usure ..... 123**

<b>1. Introduction .....</b>	<b>125</b>
<b>2. Caractérisation du comportement à l'usure .....</b>	<b>125</b>
2.1 Estimation quantitative.....	125
2.2 Analyses des mécanismes d'usure.....	128
<b>3. Effet de la taille des anciens grains d'austénite .....</b>	<b>128</b>
3.1 Introduction .....	128
3.2 Résultats et discussions .....	129
3.3 Synthèse.....	139
<b>4. Effet du niveau d'adoucissement de la martensite trempée .....</b>	<b>140</b>
4.1 Introduction .....	140
4.2 Résultats et discussions .....	141
4.3 Synthèse.....	149
<b>5. Effet de la fraction volumique de martensite .....</b>	<b>151</b>
5.1 Introduction .....	151
5.2 Résultats et discussions .....	151
5.3 Synthèse.....	155
<b>6. Effet de la morphologie des colonies de martensite.....</b>	<b>156</b>
6.1 Introduction .....	156
6.2 Résultats et discussions .....	157
6.3 Synthèse.....	162
<b>7. Comparaison de différentes microstructures.....</b>	<b>162</b>
7.1 Introduction .....	162
7.2 Résultats et discussions .....	164
7.3 Synthèse.....	175
<b>8. Conclusion.....</b>	<b>176</b>

**CHAPITRE V – Comparaison d’une approche expérimentale et de modélisation du comportement à l’usure et au frottement de microstructures dual-phase..... 181**

**1. Introduction .....182**

**2. Présentation des modèles utilisés .....182**

2.1 Résistance spécifique à l’usure..... 182

2.2 Coefficient de frottement..... 185

**3. Comparaison entre l’approche expérimentale et de modélisation.....187**

3.1 Rappel des microstructures et des conditions d’essais ..... 187

3.2 Résistance spécifique à l’usure..... 188

3.3 Coefficient de frottement..... 193

**4. Conclusions .....200**

**Conclusion générale et perspectives ..... 203**

**Annexe A : Techniques expérimentales ..... 209**

**Annexe B : Détermination de la fraction volumique de martensite ..... 213**

**Annexe C : Test de l’analyse de la variance..... 215**

**Annexe D : Impact de la microstructure et de la rugosité sur le comportement au frottement..... 227**

**Annexe E : Impact de la microstructure et de la rugosité sur le comportement à l’usure  
233**

**Références ..... 253**

**Figures ..... 265**

**Tableaux ..... 277**

# Introduction générale

Dans notre environnement, il existe de nombreuses applications impliquant les processus de frottement et d'usure entre deux matériaux. Néanmoins, une quantité considérable d'énergie est consommée pour pouvoir surmonter les frottements, en particulier dans les secteurs du transport, de l'industrie et de la production d'énergie [Holmberg, 2015]. Or, l'énergie est une ressource cruciale d'un point de vue économique et écologique. Finalement, un cinquième de toute l'énergie produite dans le monde est consommé pour surmonter les frottements [Holmberg, 2015]. De plus, les frottements sont susceptibles de conduire à des usures sévères des composants et donc à des pertes économiques importantes. Il en résulte ainsi une volonté d'introduire de meilleures pratiques tribologiques dans les différentes applications nécessitant une meilleure compréhension des différents processus mis en jeu lors du frottement entre deux matériaux.

La tribologie, correspondant à l'étude du frottement et de l'usure des matériaux, est un domaine intrinsèquement multi-échelle et multidisciplinaire. Animés de mouvements relatifs, un système tribologique est formé de deux matériaux antagonistes en contact. De plus, les comportements au frottement et à l'usure sont les réponses du système tribologique et ne sont pas uniquement liés aux paramètres intrinsèques des matériaux en contact. Plus particulièrement, le frottement correspond à une des nombreuses sorties du système tribologique à partir duquel l'usure se produit. Ainsi, le système tribologique dépend d'un grand nombre de paramètres, tels que l'environnement, les paramètres de sollicitations, la nature du contact, les états de surface ou encore les propriétés des matériaux. Finalement, il existe peu d'études visant à comprendre les effets combinés des propriétés de matériaux (microstructure et/ ou dureté) et de la rugosité sur le comportement au frottement et à l'usure.

Ce projet de thèse s'inscrit dans la lignée des travaux de recherche du laboratoire Roberval de l'Université de technologie de Compiègne. Cette thèse vise à mettre en évidence les effets des propriétés des matériaux (microstructure et/ ou dureté) et de la rugosité sur le comportement au frottement et à l'usure d'aciers faiblement alliés. De plus, l'effet du chargement normal sur les sensibilités identifiées du comportement tribologique à la microstructure, à la macro-dureté et à la rugosité sont étudiés. Parallèlement, l'établissement de corrélations entre le comportement au frottement et à l'usure est également visé. Pour cela, une méthodologie est mise en place afin de sélectionner des aciers faiblement alliés et de générer des microstructures permettant de répondre à ces objectifs. Différents échantillons caractérisés par une composition chimique, une microstructure et une macro-dureté sont générés et caractérisés tribologiquement à partir d'essais de frottement. Une réflexion est ainsi menée dans le but d'étudier le comportement tribologique d'un même acier avec différentes microstructures pour le même niveau de macro-dureté. Ainsi, des travaux de recherche à

composante expérimentale sont principalement menés dans le but d'enrichir des modèles d'usure et de frottement incorporant la contribution des propriétés des matériaux (microstructure et dureté) et de la rugosité.

Ce mémoire se décompose en 5 chapitres :

- Le **premier chapitre** est un chapitre bibliographique visant à établir un état de l'art sur les connaissances actuelles en tribologie permettant d'appréhender au mieux le sujet de thèse ainsi que son contexte. Pour cela, une première partie consiste à reprendre les travaux de la littérature s'intéressant à l'influence de la rugosité sur le comportement au frottement et à l'usure. Puis, une seconde partie expose les travaux considérant la contribution de la microstructure et de la dureté des matériaux métalliques et plus particulièrement des aciers sur leur comportement au frottement et à l'usure. Pour cela, dans ces travaux, le comportement au frottement est décrit par l'intermédiaire du coefficient de frottement tandis le comportement à l'usure est caractérisé par le taux d'usure ou la résistance à l'usure ainsi qu'au travers des mécanismes d'usure. Enfin, les limites identifiées des travaux présentés sur la considération de la rugosité et des propriétés des aciers sur le comportement tribologique permettant d'orienter les travaux de cette thèse sont mises en évidence.
  
- Le **deuxième chapitre** présente les matériaux choisis ainsi que les microstructures générées dans le but d'investiguer leur comportement tribologique. Dans un premier temps, les raisons motivant le choix des aciers faiblement alliés utilisés et la présentation de ces derniers sont exposées. Puis, les procédures de génération et de caractérisation des différents échantillons étudiés sont introduites. Pour cela, un échantillon se caractérise par une composition chimique, une microstructure et une macro-dureté.
  
- Le **troisième et le quatrième chapitres** mettent en évidence respectivement le comportement au frottement et à l'usure de ces différents échantillons générés. Pour chacun de ces chapitres, la méthode expérimentale permettant l'étude du comportement au frottement et à l'usure est initialement exposée. Ainsi, le comportement au frottement est caractérisé par le coefficient de frottement tandis que le comportement à l'usure est caractérisé par le taux d'usure et les mécanismes d'usure. Puis, les résultats expérimentaux obtenus complétés par une discussion sur l'impact de la microstructure, de la dureté et de la rugosité sur le comportement tribologique d'aciers faiblement alliés sont exposés. Parallèlement, des corrélations entre le comportement au frottement et à l'usure sont établies.
  
- Le **cinquième chapitre** est dédié à la confrontation entre les résultats issus d'une approche expérimentale et d'une approche de modélisation du comportement tribologique. Pour cela, les

paramètres tribologiques, correspondant à la résistance spécifique à l'usure et au coefficient de frottement, sont investigués pour des microstructures dual-phase composées de ferrite molle et de martensite dure. Pour l'acier faiblement allié, des échantillons avec une microstructure dual-phase composée de ferrite molle et de martensite dure pour différentes proportions des phases en présence à l'origine de différentes macro-duretés sont ainsi investigués. Ces travaux mettent en évidence les évolutions des paramètres tribologiques en fonction de la fraction volumique de la martensite seront comparées pour différentes rugosités et différents chargements normaux.

Ce mémoire de thèse s'achèvera par une conclusion générale ainsi que des perspectives aux travaux de recherche réalisés.





# CHAPITRE I - Étude bibliographique

<b>1. Introduction .....</b>	<b>18</b>
<b>2. Effet de la rugosité.....</b>	<b>18</b>
2.1 Introduction .....	18
2.2 Comportement au frottement.....	18
2.3 Comportement à l'usure .....	23
2.3.1 Mécanismes d'usure .....	23
2.3.2 Taux d'usure.....	28
<b>3. Effet de la dureté et de la microstructure .....</b>	<b>32</b>
3.1 Effet de la dureté sans considération de la microstructure .....	32
3.2 Contribution de la microstructure.....	36
3.2.1 Introduction .....	36
3.2.2 Comportement au frottement.....	36
3.2.3 Comportement à l'usure .....	40
<b>4. Conclusion.....</b>	<b>45</b>

## 1. Introduction

Les systèmes tribologiques sont impactés par de nombreux paramètres tels que les états de surface ou les propriétés des matériaux en contact. Ainsi, au travers de différents travaux présents dans la littérature, l'influence de la rugosité sur le comportement au frottement et à l'usure sont mis en évidence dans la première partie de ce chapitre. Puis, les contributions de la dureté et de la microstructure des matériaux sur le comportement tribologique sont également exposées.

## 2. Effet de la rugosité

### 2.1 Introduction

Lors du frottement entre deux solides, les phénomènes tribologiques ont lieu aux niveaux des aspérités recouvrant les deux surfaces. Ainsi, le frottement relatif entre deux surfaces solides se caractérise par la résistance dû à l'accrochage des aspérités au contact d'une autre surface, tandis que l'usure résulte d'abord de l'arrachement de ces aspérités. En effet, à une échelle microscopique, une surface est recouverte par des aspérités caractérisées par une taille et une forme à l'origine d'une rugosité donnée. Ainsi, comme représentée dans la Figure I-1, l'aire réelle de contact est notamment impactée par les rugosités initiales des surfaces antagonistes. Dans la suite de ce chapitre, les principaux travaux traitant de l'effet de la rugosité sur le comportement au frottement et à l'usure sont exposés.

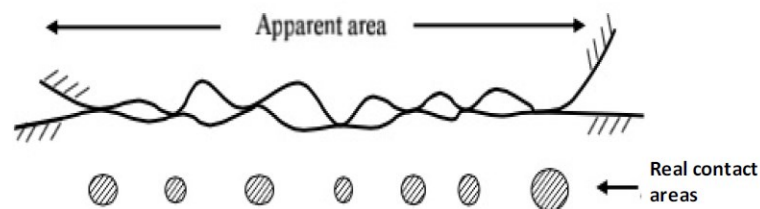


Figure I-1: Représentation schématique de deux surfaces rugueuses en contact [Zhang, 2006]

### 2.2 Comportement au frottement

Coulomb a établi en 1785 un premier sens physique au frottement entre deux solides soumis à une charge normale  $L$  à partir de la formulation suivante [Kragelsky, 1982]:

$$\mu = \frac{T}{L}, \quad (I - 1)$$

La force normale  $L$  contrôle la profondeur d'indentation des aspérités sur la surface antagoniste. Elle est également responsable du mode de déformation des deux surfaces en contact. Ce mode de déformation peut être : élastique, élastoplastique ou plastique. Ce mode de déformation dépend de la

géométrie locale des aspérités et des propriétés mécaniques des surfaces en contact. Puis, la force tangentielle  $T$  est responsable du déplacement et l'arrachement de la matière.

L'effet de la rugosité sur le coefficient de frottement a été introduit par les travaux de Bowden and Tabor [Bowden, 1982]. En effet, ces derniers ont montré que le coefficient de frottement  $\mu$  résulte de deux contributions indépendantes : une composante liée au phénomène de labourage par déformation plastique ( $\mu_{lab}$ ) et une composante liée au phénomène d'adhésion ( $\mu_{adh}$ ) de la manière suivante :

$$\mu = \mu_{lab} + \mu_{adh}, \quad (I - 2)$$

La composante  $\mu_{lab}$  est générée par l'action abrasive des aspérités dures recouvrant une surface à l'origine de la déformation plastique de la surface antagoniste avec une dureté plus faible. Les mécanismes de labourage à l'origine d'une usure par abrasion sont détaillés dans la section 2.3.1. A partir de modèles simples, le coefficient de frottement généré suite à l'indentation des aspérités dures au niveau de la surface antagoniste peut être calculé en considérant la géométrie des aspérités. Dans le cas d'une aspérité conique,  $\mu_{lab}$  est défini de la manière suivante :

$$\mu_{lab} = \frac{2}{\pi} \tan \beta, \quad (I - 3)$$

où  $\beta$  correspond à l'angle d'attaque de l'aspérité comme représenté dans la Figure I-2 (a). Ainsi, cette composante  $\mu_{lab}$  dépend principalement de l'angle d'attaque qui est lié à la rugosité.

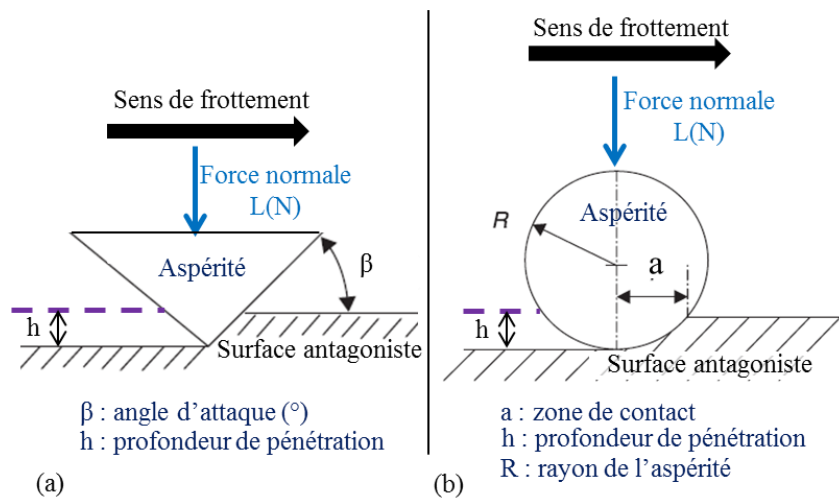


Figure I-2: Représentation schématique d'une (a) aspérité conique dure et d'une (b) aspérité sphérique frottant contre une surface tendre

Dans le cas d'une aspérité sphérique,  $\mu_{lab}$  est défini selon Johnson [Johnson, 1985] de la manière suivante:

$$\mu_{lab} = \frac{4}{3\pi} \frac{a}{R}, \quad (I - 4)$$

avec  $a$  qui correspond à la zone de contact et  $R$  qui correspond au rayon de l'aspérité comme représentés dans la Figure I-2 (b). Ainsi, cette composante  $\mu_{lab}$  dépend principalement du rayon de l'aspérité qui est lié à la rugosité.

La composante  $\mu_{adh}$  est générée par la formation de jonctions au niveau des aspérités recouvrant les deux surfaces en contact. Ce phénomène d'adhésion peut entraîner un déplacement de matière sur la surface antagoniste. Ainsi,  $\mu_{adh}$  est défini de la manière suivante :

$$\mu_{adh} = \frac{\tau A_r}{L}, \quad (I - 5)$$

où  $L$  correspond au chargement normal,  $A_r$  correspond à l'aire réelle de contact et  $\tau$  correspond à la contrainte nécessaire pour cisailer les jonctions entre les aspérités. Les mécanismes d'usure par adhésion sont détaillés dans la section 2.3.1. Ainsi,  $\mu_{adh}$  dépend principalement de l'aire réelle de contact et donc de la rugosité.

Pour étudier l'effet de la rugosité sur le coefficient de frottement, différentes études expérimentales ont été réalisées par le biais d'essais de frottement avec différentes surfaces rugueuses.

Pour certains essais, l'effet de la rugosité est étudié en utilisant des papiers abrasifs avec des tailles de particules abrasives variées. Par ailleurs, des corrélations entre la taille de particules abrasives et l'angle d'attaque  $\beta$  (Figure I- (b)) ont été établies. En effet, Jourani *et al.* [Jourani, 2013] a étudié ce sujet au travers d'algorithmes appliquées à des mesures par profilométrie de l'état de surface de deux papiers abrasifs pour différentes granulométries. Ainsi, à mesure que la taille de particules abrasives augmente, Jourani *et al.* [Jourani, 2013] a montré que l'angle d'attaque augmente.

En réalisant ces essais tribologiques avec des papiers abrasifs, Avient *et al.* [Avient, 1960] se sont également intéressés au comportement au frottement de différents matériaux métalliques. La Figure I-3 (a) montre l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la taille de particules abrasives. Le coefficient de frottement augmente à mesure que la taille de particules abrasives augmente jusqu'à une taille intermédiaire d'environ 80  $\mu\text{m}$  pour tous les matériaux testés. Pour des tailles de particules abrasives supérieures à environ 80  $\mu\text{m}$ , le coefficient de frottement devient constant et donc insensible à la rugosité. Dans ces travaux, les effets de la taille de particule abrasive sur le coefficient de frottement en lien avec les dégradations de surface et donc les mécanismes d'usure générés sont également discutés. Ce point sera abordé dans la section 2.3. Cette tendance soulignée dans la Figure I-3 (a) est également retrouvée dans les travaux de Sin *et al.* [Sin, 1979] pour un PMMA, un nickel et un acier AISI 1095.

Parallèlement, cette tendance expérimentale a été retrouvée par le modèle développé par Sin *et al.* [Sin, 1979] montré dans la Figure I-3(b). Pour ce modèle, les auteurs ont considéré des aspérités avec une forme conique et une extrémité sphérique. Ainsi, pour les papiers abrasifs utilisés dans ces tests expérimentaux, il est supposé que les particules abrasives deviennent rondes à mesure que la taille de

particules abrasives diminue. En revanche, à mesure que la taille de particules abrasives augmente, les grandes tailles de particules abrasives présentent des angles d'attaque plus importants.

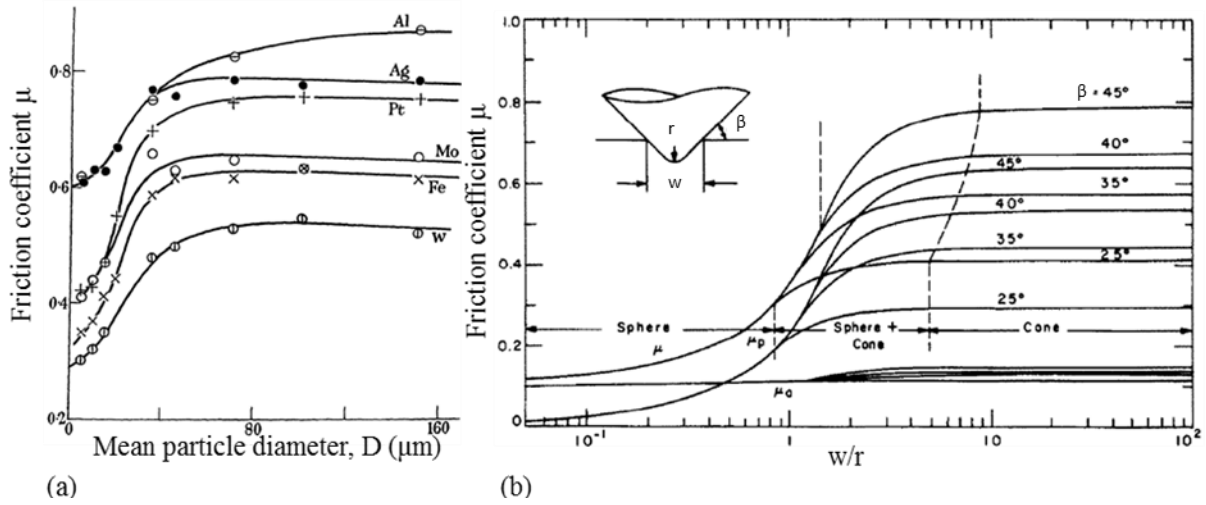


Figure I-3: (a) Evolution du coefficient de frottement en fonction de la taille de particules abrasives pour différents métaux [Avient, 1960] et (b) évolution du coefficient de frottement en fonction du rapport  $w/r$  [Sin, 1979]

D'autres réflexions ont été menées sur la géométrie des particules abrasives au travers de différents modèles et travaux expérimentaux visant l'obtention d'une meilleure compréhension de l'effet de la taille de particules abrasives sur le coefficient de frottement [Sin, 1979], [Subhash, 2002], [Jourani, 2013], [Goddard, 1962], [Mezlini, 2005]. Par conséquent, les conditions d'abrasion sont principalement au cœur des investigations de ces études. En effet, l'action d'adhésive soulignée dans le modèle de Bowden and Tabor [Bowden, 1982] n'est pas intégrée dans ces considérations.

En revanche, d'autres travaux expérimentaux ont montré des tendances différentes comme illustrées pour un matériau cuivreux dans la Figure I-4. Cette Figure I-4 montre que le coefficient de frottement est minimisé pour une rugosité intermédiaire. Cette tendance peut être expliquée par la relation I-2 du modèle de Tabor and Bowder [Tabor, 1954]. En effet, pour les faibles rugosités, le coefficient de frottement est principalement lié à la variation de l'aire de contact comme indiqué par la composante  $\mu_{adh}$  exprimée dans l'équation I-5. En revanche, pour les grandes rugosités, le coefficient de frottement est principalement lié à la variation de la géométrie des aspérités comme indiqué par la composante  $\mu_{lab}$  exprimée dans les équations I-3 et I-4.

Cette minimisation du coefficient de frottement pour une rugosité intermédiaire est retrouvée également dans d'autres travaux [Kragelsky, 1982], [Jourani, 2015]. Par exemple dans la Figure I-5 (a), Jourani and Bouvier [Jourani, 2015] ont réalisé des essais de frottement entre un pion en acier 316L et des papiers abrasifs pour des tailles particules abrasives allant de  $15\mu\text{m}$  à  $200\mu\text{m}$ . La Figure I-5 (a) montre que le coefficient de frottement est minimisé pour une taille de particules abrasives située autour de  $36\mu\text{m}$ .

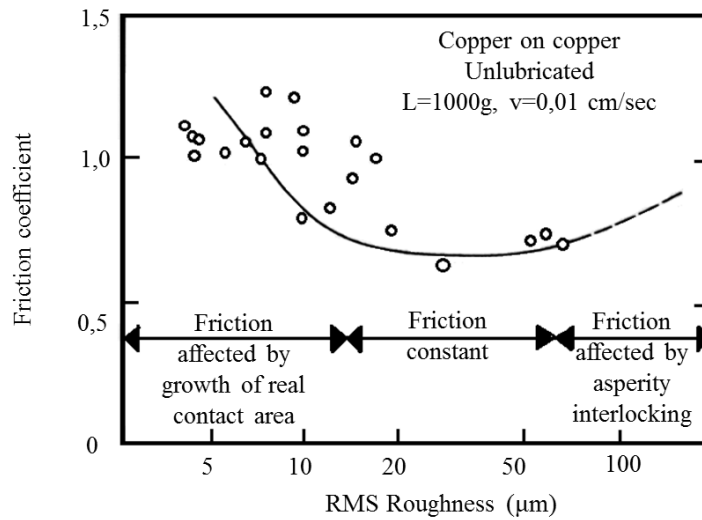


Figure I-4: Evolution du coefficient de frottement en fonction de la rugosité de surface [Rabinowicz, 1965a]

Similairement et pour un acier perlitique, les travaux de Narayanaswamy *et al.* [Narayanaswamy, 2016a] ont montré une hausse du coefficient de frottement à mesure que la taille de particules abrasives diminue de 56µm à 15µm comme représenté dans la Figure I-5 (b). Pour ces deux études, l'effet de la taille de particules abrasives sur le coefficient de frottement a été corrélé avec les dégradations de surface et donc les mécanismes d'usure générés. Il a été montré que pour les faibles tailles de particules abrasives, une accentuation des mécanismes d'usure par adhésion génère probablement cette hausse de l'aire de contact et donc de la composante d'adhésion  $\mu_{adh}$  du coefficient de frottement. En revanche, pour les grandes tailles de particules abrasives, une accentuation des mécanismes d'usure par abrasion conduit à accroître l'angle d'attaque et donc le coefficient de frottement  $\mu_{lab}$ . Les mécanismes d'usure seront détaillés dans la section 2.3.

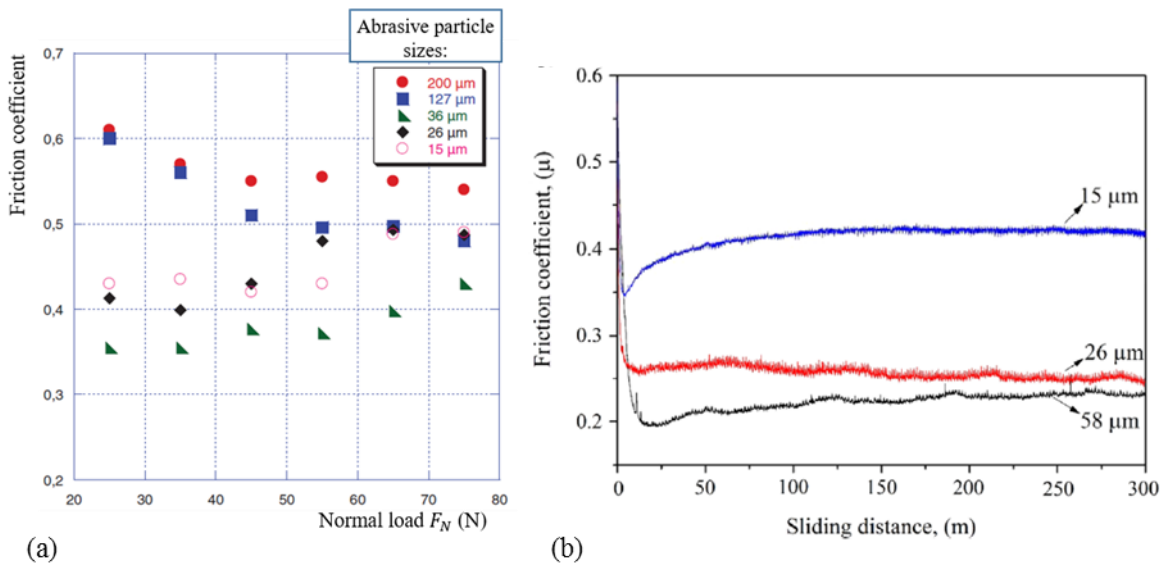


Figure I-5: (a) Evolution du coefficient de frottement en fonction du chargement normal pour un acier 316L [Jourani, 2015] et (b) évolution du coefficient de frottement en fonction de la distance parcourue pour un acier perlitique [Narayanaswamy, 2016a]

Ces travaux précédemment introduits permettent de montrer que l'effet de la rugosité sur le coefficient de frottement varie en fonction du système tribologique. Plus particulièrement, ces systèmes tribologiques se composent notamment de divers matériaux dont la microstructure n'est généralement pas considérée. De plus, pour une meilleure compréhension du comportement au frottement, il est nécessaire de s'intéresser parallèlement au comportement à l'usure. Ainsi, les principaux travaux traitant de l'effet de la rugosité sur le comportement à l'usure sont présentés par la suite.

## 2.3 Comportement à l'usure

### 2.3.1 Mécanismes d'usure

Souvent couplés, les mécanismes d'usure générés sont difficiles à analyser. En effet, il n'est pas évident de reconnaître, de quantifier leur sévérité et de séparer les dommages causés par l'un ou l'autre mécanisme d'usure. Des études ont montré que la rugosité et donc la taille de particules abrasives impacte le comportement à l'usure en générant différents mécanismes d'usure [Goddard, 1963], [Jourani, 2013], [Jourani, 2015], [Mezlini, 2005], [Avient, 1960], [Subhash, 2002], [Coronado, 2015], [Pintaude, 2003]. Comme supposée dans les travaux de Avient. *et al.* [Avient, 1960], la variation de la taille de particules abrasive conduit à la génération de mécanismes d'usure par adhésion et/ou par abrasion. Ces deux mécanismes d'usure sont présentés individuellement par la suite.

#### ➤ Usure abrasive

Pour des **rugosités élevées** et donc pour des tailles importantes de particules abrasives, les mécanismes d'usure par abrasion sont prédominants. Suite à des essais de frottement, les Figures I-6 (a et b) présentent les micrographies MEB des surfaces usées d'un pion en fonte grise et d'un papier abrasif avec une taille importante de particules abrasives de  $116\mu\text{m}$  [Coronado, 2011b]. Ainsi, l'usure abrasive se produit lors du contact d'un matériau dur et tranchant contre un matériau plus tendre sous l'application d'une pression. Pour cela, le matériau dur correspondant au papier abrasif présente une surface recouverte par des aspérités dures générant une action abrasive à la surface du matériau le plus tendre. Ainsi, comme illustrées dans la Figure I-6 (c et d)), les aspérités dures pénètrent la surface tendre de la fonte grise en générant un phénomène de labourage (Figure I-6 (c)) et/ou de coupe (Figure I-6 (d)). Le labourage se manifeste par une déformation plastique tandis que la coupe se traduit par la formation de débris d'usure. À la suite du processus d'abrasion, la surface tendre montrée dans la Figure I-6 (a) est recouverte de rayures régulières traduisant une hausse de la rugosité.

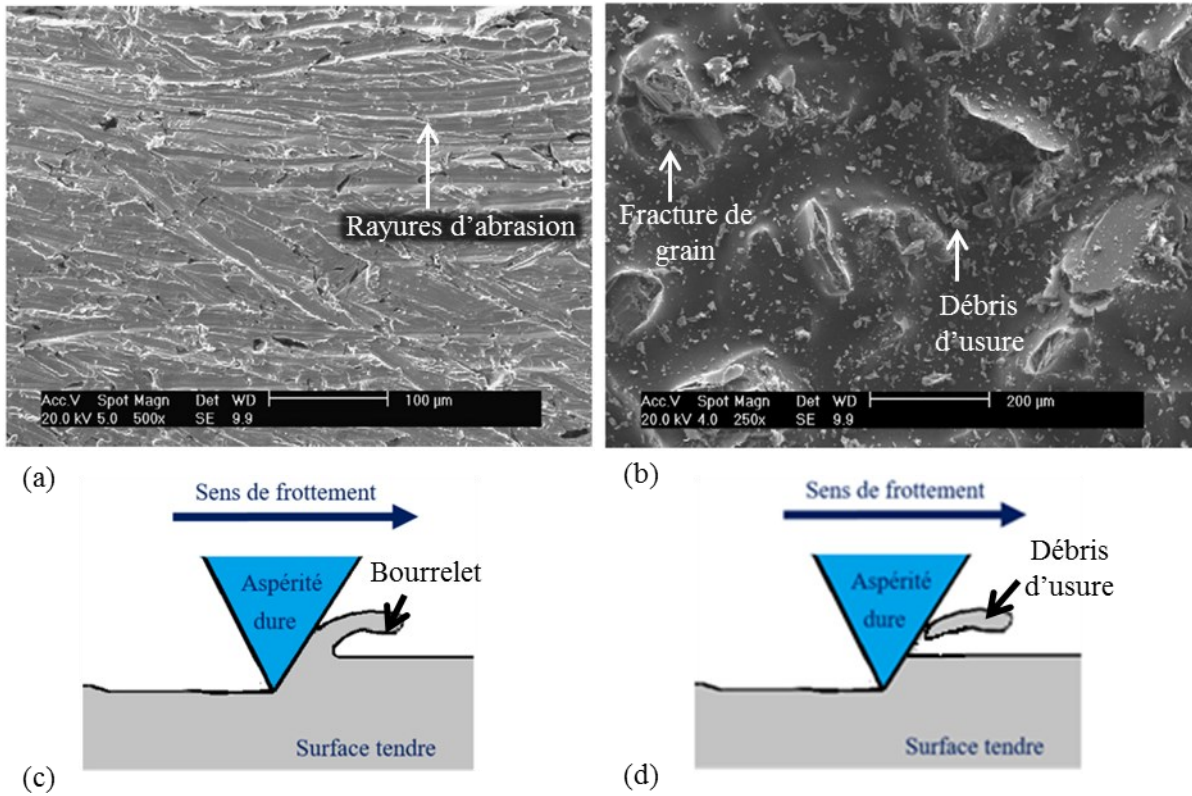


Figure I-6: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées d'un (a) pion métallique et d'un (b) papier abrasif [Coronado, 2011b] et (c) représentation schématique du mécanisme d'usure par abrasion par (c) labourage et par (d) coupe

De plus, comme présenté dans la Figure I-7, Sedriks *et al.* [Sedriks, 1964] montrent que l'augmentation de l'angle d'attaque et donc de la taille de particules abrasives entraînent la hausse de la section de la rayure formée et donc du volume d'usure.

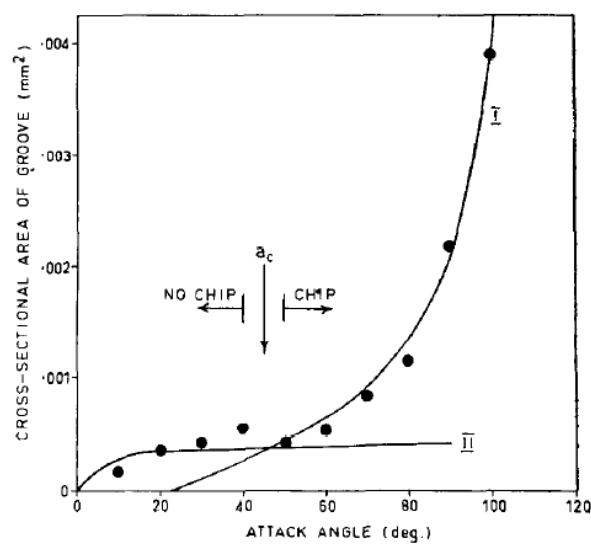


Figure I-7: Evolution de la section en fonction de l'angle d'attaque pour un cuivre [Sedriks, 1964]



Ainsi, la section de la rayure liée à la profondeur de pénétration de la particule abrasive sur la surface antagoniste est directement liée à l'angle d'attaque des particules abrasives. Par ailleurs, dans ces travaux, un angle d'attaque critique  $\alpha_c$  correspondant à une transition de modes de dégradations de surface a été identifié. En effet, pour un angle d'attaque inférieur à cet angle critique, des mécanismes d'usure par labourage ont été constatés avec l'absence de débris d'usure. En revanche, pour un angle d'attaque supérieur à cet angle critique, des mécanismes d'usure par coupe sont distingués.

En complément, des observations obtenues par microscopie électronique à balayage (MEB) ont également montré que les variations de la taille de particules abrasives, de l'angle d'attaque et donc de la pénétration du grain abrasif dure sur la surface tendre conduisent à générer trois différents mécanismes d'usure par abrasion [Hokkirigawa, 1988a], [Hokkirigawa, 1988b]. En effet, à mesure que la taille et la profondeur de pénétration des particules abrasives augmentent, l'usure par abrasion se traduit par des mécanismes de labourage, suivis par une transition (entre labourage et coupe) puis par des mécanismes de coupe. Ainsi, une schématisation de l'effet de la profondeur de pénétration d'une particule abrasive dure sur les mécanismes d'usure par abrasion est représentée et des observations de ces mécanismes d'usure sont présentées dans la Figure I-8.

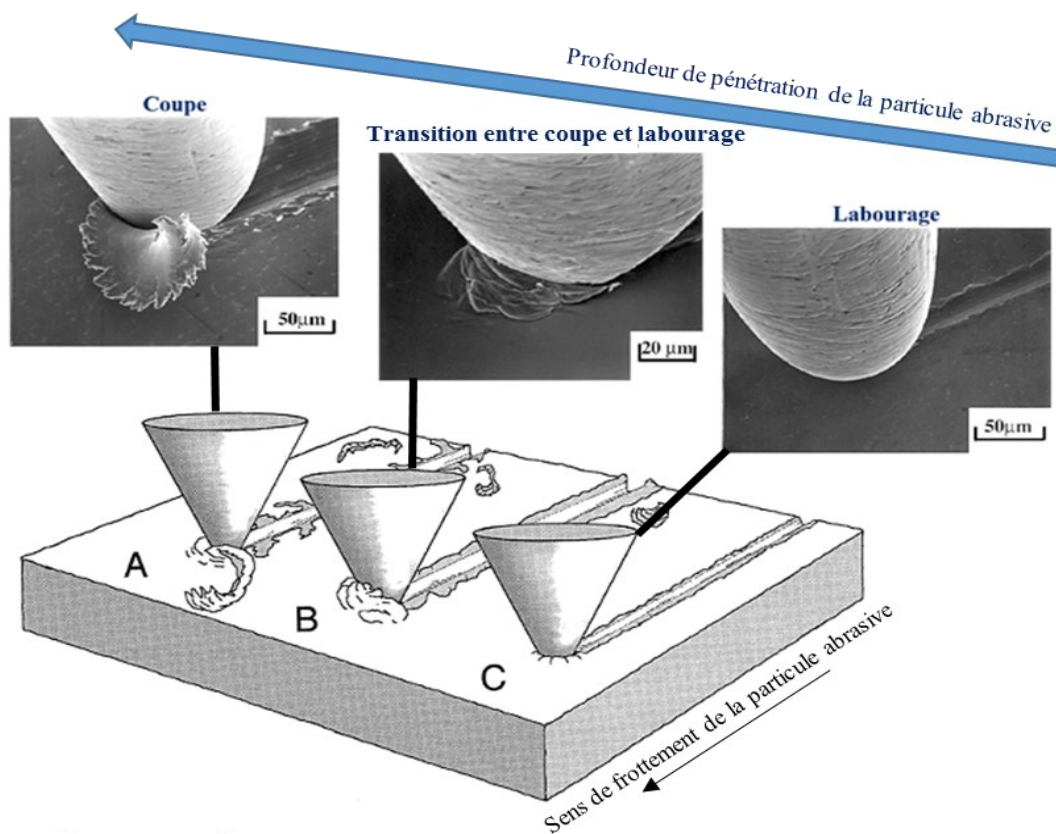
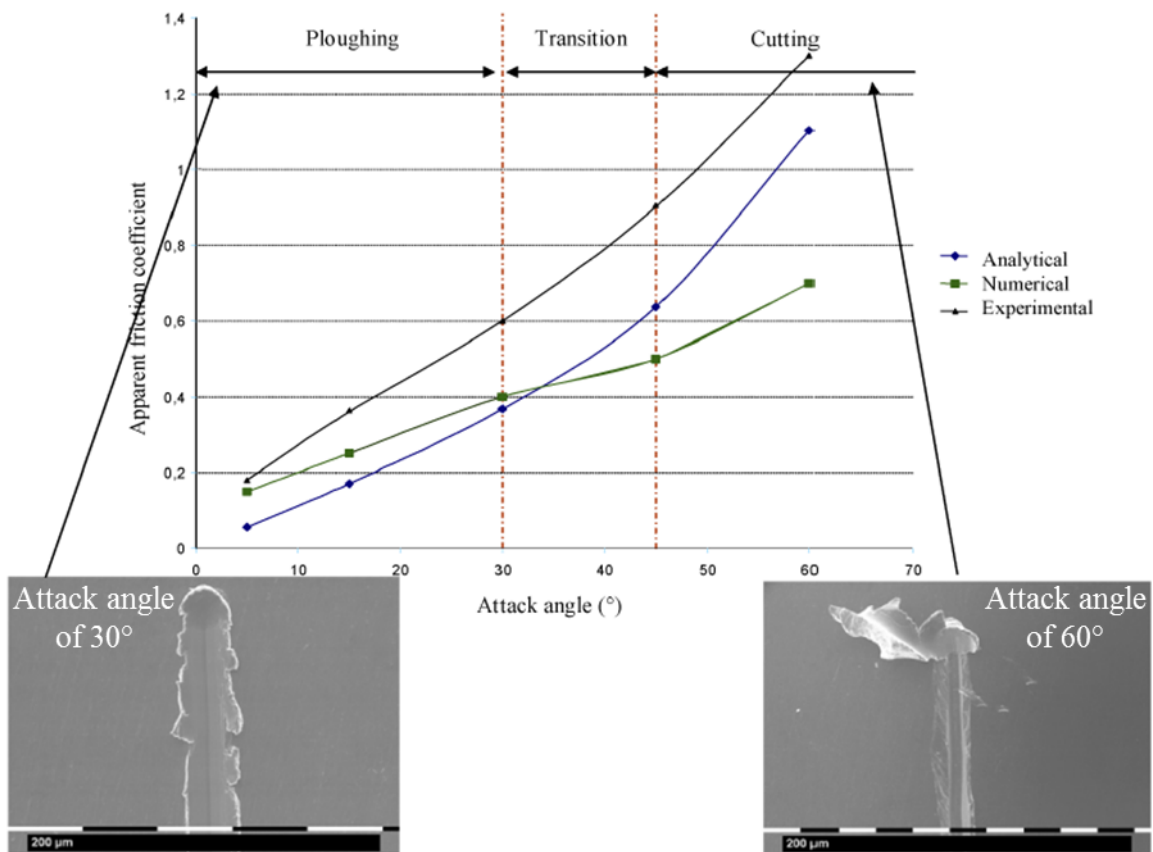


Figure I-8: Micrographies MEB des surfaces usées [Hokkirigawa, 1988b] et représentation schématique [Gahlin, 1998] des trois mécanismes d'usure par abrasion générées pour différentes profondeurs de pénétration d'une particule abrasive dure

Des corrélations entre l'angle d'attaque des aspérités, les mécanismes d'usure par abrasion et le coefficient de frottement ont également été établies dans les travaux de Mezlini. *et al.* [Mezlini, 2015]. Plus particulièrement et comme présentés dans la Figure I-9, des rayures sont formées par des indenteurs coniques pour différents angles d'attaque à la surface d'un alliage d'aluminium–magnésium. Les caractéristiques de ce matériau sont présentées dans la Figure I-9 (a). Ainsi, ces travaux étudient l'effet de l'angle d'attaque sur le coefficient de frottement au travers d'une approche expérimentale, numérique et analytique. Pour l'approche numérique et l'approche analytique, une aspérité rigide conique a été considérée.

Experimental materials			
Alloy designation (AFNOR)	Chemical composition (Weight %)	Condition	Vickers micro-hardness (Hv <sub>500g</sub> )
5xxx	Mg (3–4.5)	annealed	69

(a)



(b)

Figure I-9: (a) Caractéristiques du matériau testé et (b) corrélation entre le coefficient de frottement et les mécanismes d'usure pour différent angles d'attaque dans le cas d'un alliage d'aluminium [Mezlini, 2015]

Pour un faible angle d'attaque de 30°, la Figure I-9 présente une micrographie MEB d'une surface présentant un déplacement de matière sur les côtés d'une rayure formée sans génération de copeaux. Pour un angle d'attaque de 60°, la micrographie MEB montre une surface rayée caractérisée par des mécanismes de coupe avec la formation de copeaux. Parallèlement, il a été montré que le coefficient de frottement augmente avec l'angle d'attaque de l'aspérité conique pour les trois approches. Finalement, l'augmentation de l'angle d'attaque provoque une augmentation du coefficient de frottement ainsi qu'un changement des mécanismes d'usure du labourage vers de la coupe.

### ➤ Usure par adhésion

Pour une **faible rugosité** et donc pour des faibles tailles de particules abrasives, les mécanismes d'usure par adhésion sont prédominants. Ainsi, pour une pression suffisamment élevée, l'usure adhésive se produit entre les aspérités en contact générant la formation de jonctions et une déformation plastique locale comme illustrée dans la Figure I-10. L'adhésion se produit entre quelques aspérités dont la taille augmente à mesure que le mouvement se poursuit. Finalement, les jonctions adhésives se rompent à leur point le plus faible entraînant généralement un transfert du métal le plus tendre sur le métal le plus dur.

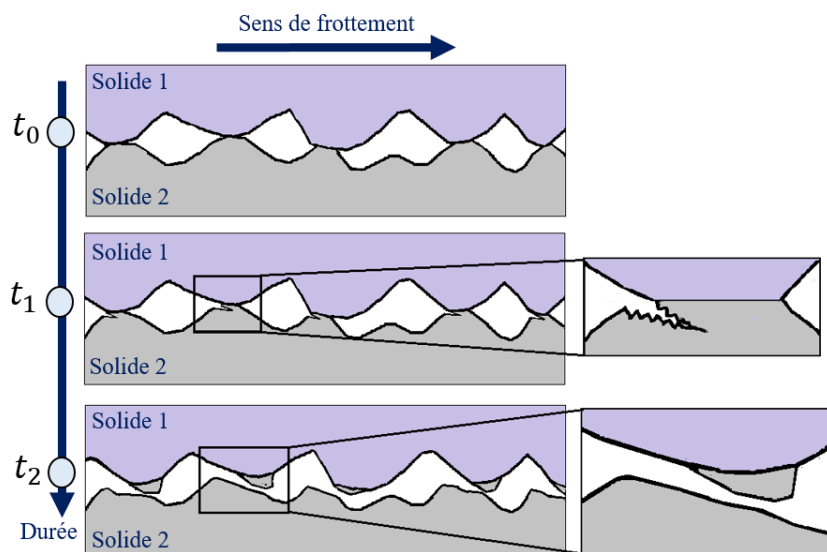


Figure I-10: Représentation schématique de l'usure par adhésion.

Suite à des essais de frottement réalisés dans les mêmes conditions que ceux présentés dans la Figure I-6 (a-b), les Figures I-11 (a et b) présentent les surfaces usées du même pion métallique contre un papier abrasif avec une faible taille de particules abrasives de 16µm. Comme expliqué dans différents travaux [Jourani, 2013], [Sin., 1979], [Narayanaswamy, 2016a], des débris métalliques agrégés recouvrent la surface des papiers abrasifs fins et tendent à former, entre le papier abrasif et le pion, une interface composée de débris d'usure métalliques. Ainsi, ce dernier phénomène conduit à générer un contact métal/métal favorisant une usure par adhésion. Comme illustrée dans les travaux de Jourani *et*

al. [Jourani, 2015] et de Narayanaswamy *et al.* [Narayanaswamy, 2016a] dans la section 2.2, à mesure que la taille de particules abrasives diminue à partir de 56  $\mu\text{m}$ , les auteurs justifient la hausse du coefficient de frottement par une accentuation du phénomène de colmatage des débris d'usure à la surface du papier abrasif et donc des mécanismes d'usure par adhésion. Finalement, la minimisation du coefficient de frottement pour une rugosité intermédiaire semblerait se traduire par une minimisation des mécanismes d'usure par abrasion et par adhésion en accord avec le modèle de Bowden and Tabor [Tabor, 1954]. Néanmoins, l'identification de ces mécanismes d'usure par d'adhésion des débris métalliques à la surface d'un papier abrasif se base principalement sur des observations visuelles à partir de micrographies MEB. Il y a ainsi peu d'analyses déterminant les éléments présents au niveau des zones d'adhésion suspectées pouvant attester de ce phénomène.

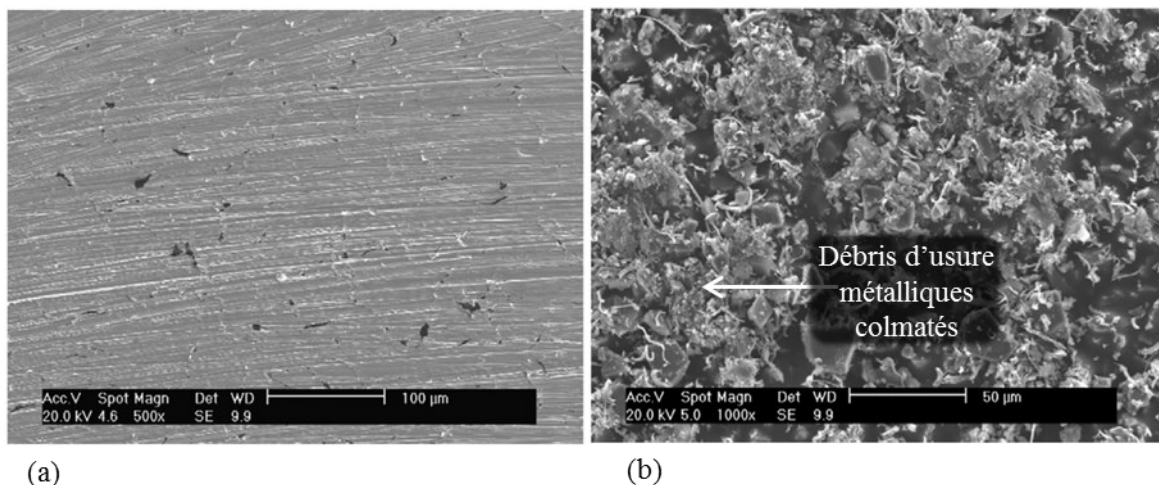


Figure 1-11: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées d'un (a) pion métallique et d'un (b) papier abrasif [Coronado, 2011b]

### 2.3.2 Taux d'usure

Comme mentionné par Kato and Adachi [Kato, 2000], le taux d'usure évolue de manière considérable de  $10^{-15}$  à  $10^{-1} \text{ mm}^3/\text{Nm}$  en fonction des conditions de fonctionnement et des matériaux utilisés. Une étude bibliographique [Meng, 1995] a été réalisée sur 5466 articles traitant de l'usure publiée dans le journal *Wear* et au cours de la conférence "the Wear of Material conferences" entre 1957 et 1992. Jusqu'à 1992, cette étude a permis de recenser plus de 300 lois d'usure théoriques et empiriques en prenant en compte plus de 100 paramètres.

La loi la plus célèbre et la plus ancienne correspond à la loi d'Archard [Archard, 1953] comme présentée par la suite :

$$\frac{V}{S} = \frac{KL}{H}, \quad (I - 6)$$

où  $V/S$  correspond au volume d'usure par unité de longueur (appelé également taux d'usure),  $L$  correspond au chargement normal,  $H$  correspond à la dureté du matériau le plus tendre et  $K$  correspond à un coefficient d'usure. Ce coefficient d'usure  $K$  est une constante sans dimension. Dans

la littérature [Rigney, 1994], ce coefficient d'usure est interprété de différentes manières telles que la probabilité qu'une particule d'usure se forme suite au contact avec une aspérité ou encore la fraction d'aspérités donnant des particules d'usure. Généralement considéré comme constant, il a été montré que ce coefficient  $K$  varie en fonction des conditions expérimentales (chargement normal, vitesse, environnement, etc.). De plus, cette équation a été dérivée en divers modèles simples basés sur l'adhésion, l'abrasion, la fatigue ou encore l'oxydation. A partir de l'équation I-6, l'expression de  $K$  a été dérivée notamment en fonction de l'usure par adhésion et par abrasion de la manière suivante :

- Pour l'**usure par adhésion**, Archard exprime le coefficient d'usure  $K_{adh}$  :

Ce coefficient  $K$  correspond physiquement à la fraction du volume d'usure dans la zone de contact. Ce coefficient est ainsi fortement affecté par les propriétés du matériau et la géométrie de la zone de contact en compression et en cisaillement. Cependant, l'usure adhésive se traduit par des phénomènes pouvant conduire à différentes tailles de débris d'usure ne correspondant pas forcément à la taille de la zone contact. De plus, la particule d'usure n'est pas toujours générée à partir uniquement du matériau le plus mou mais peut provenir des deux matériaux. Ainsi, la probabilité de générer des particules d'usure à chaque point de contact n'est pas égale. Cette probabilité dépend de la forme microscopique du contact, de la microstructure du matériau dans la région de contact, de la contamination de la surface microscopique et d'autres perturbations dans l'environnement. Ainsi, ces différents paramètres sont susceptibles d'impacter ce coefficient  $K$ .

- Pour l'**usure par abrasion**, Rabinowicz *et al.* [Rabinowicz, 1965b] exprime le coefficient d'usure  $K$  tel que :  $K_{abrasion} \propto \tan\beta$ .

Pour cela, l'angle d'attaque  $\beta$  d'une particule isolée conique est pris en compte comme illustré dans la Figure I-2 (a). Contrairement à l'usure adhésive, le coefficient d'usure par abrasion prend en compte la rugosité au travers de l'angle d'attaque. En effet, pour des surfaces rugueuses avec des angles d'attaque élevés, des dégradations de surface plus sévères seront attendues. Dans cette dernière considération, il est supposé que toute la matière soit déplacée suite à la formation d'une rayure générée par l'action d'une particule abrasive dure à la surface. Ainsi, la matière déplacée se détache en débris d'usure. Cependant, cette relation implique une égalité entre le volume d'usure par abrasion et le volume de la rayure. En effet, l'usure par abrasion est susceptible de se produire selon différents modes tels que le labourage et la coupe. Ainsi, le labourage n'entraînera pas la hausse du taux d'usure. De plus, ce coefficient d'usure  $K$  ne considère pas non plus l'évolution des dégradations de surface au cours du temps.

D'une manière générale, il a été montré que le coefficient d'usure  $K$  sans dimension de l'équation I-6 surestime l'usure générée. Ainsi, dans le cas d'une usure par abrasion, des variations de  $10^{-6}$  à  $10^{-1}$

de la valeur  $K$  ont été recensées [Rohatgi, 2013]. Ces variations peuvent ainsi provenir de phénomènes d'usure qui n'engendrent pas de perte de matière ainsi que la combinaison de différents mécanismes d'usure.

Plus particulièrement, l'effet de la taille des particules abrasives sur le taux d'usure a été analysé dans différents études expérimentales de manière approfondie pour les matériaux homogènes [Goddard, 1962], [Sin, 1979], [Nathan, 1966], [Larsen-Badse, 1968], [Rabinowicz, 1965], [Rabinowicz, 1961], [Misra, 1981], [Avient, 1980], [Larsen-Badse, 1968], [Date, 1976], [Sasada, 1984], [Gåhlin, 1990], [Sevim, 2006], [De Pellegrin, 2009], [Coronado, 2011]. Comme soulignées par les travaux de Coronado and Sinatora [Coronado, 2011a], les différentes tendances expérimentales identifiées sont transcrites dans la Figure I-12:

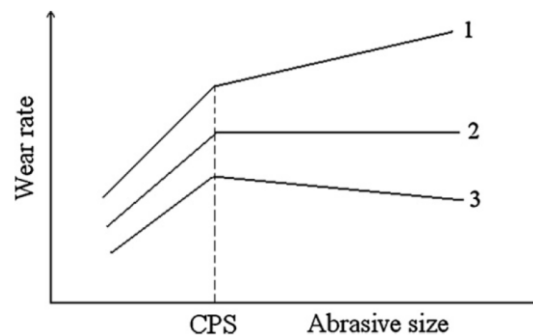


Figure I-12: Représentation schématique de l'évolution du taux d'usure en fonction de la taille de particules abrasives [Coronado, 2011a]

Cette figure montre que le taux d'usure augmente avec la taille de particules abrasives jusqu'à une taille dite critique CPS (critical particle size). A mesure que la taille de particules abrasives augmente à partir de cette taille critique CPS de particules abrasives, le taux d'usure augmente lentement [Nathan, 1966], [Sevim, 2006] ou diminue lentement [Larsen-Badse, 1968a], [Misra, 1981] ou reste constant [Sin, 1979], [Rabinowicz, 1965b], [Misra, 1981], [Larsen-Badse, 1968b], [Date, 1976]. Des études expérimentales ont révélé que le diamètre critique CPS des particules abrasives est d'environ  $100\mu\text{m}$  [Misra, 1981]. Cet effet de la taille de particules abrasives est observé pour différents matériaux tels que les métaux et les polymères comme montré par Sin *et al.* [Sin, 1979].

Beaucoup de théories ont été proposées pour expliquer les mécanismes responsables de cet effet de la taille des particules sur le taux d'usure. Ces différentes théories peuvent être envisagées mais la théorie la plus plausible pour décrire ces phénomènes n'a pas encore été identifiée.

D'après différents travaux [Coronado, 2011a], [Tressia, 2017], les principaux facteurs probables, expliquant cet effet de taille critique CPS sur le taux d'usure, identifiés sont les suivants :

- Apparition d'un phénomène de colmatage des débris d'usure qui s'accumulent pour des tailles de particules abrasives inférieures à la taille critique.

Ce dernier phénomène est mentionné par les travaux de Anvient *et al.* (1960) et de Goddard and Wilman [Goddard, 1962].

- Evolution des mécanismes d'usure par abrasion en raison de la variation de la forme et de la taille de particules abrasives.

Misra *et al.* [Misra, 1981] et Sin *et al.* [Sin, 1979] supposent que les particules abrasives présentent une forme conique avec une extrémité hémisphérique indépendamment de la taille de particules. Ainsi, ces particules deviennent sphériques à mesure que leurs tailles diminuent. Sur la base de cette hypothèse, les auteurs justifient cet effet de la taille de particules abrasives sur le taux d'usure par la variation du rayon de leur extrémité hémisphérique. Ainsi, il est supposé que les petites particules abrasives soient abrasées similairement à des particules sphériques.

- Endommagement des particules abrasives pour des tailles de particules abrasives supérieures à la taille critique se caractérisant par des fractures, des arrachements ou encore de la perte de l'efficacité de coupe des particules.

Comparés aux petites particules abrasives, il est observé que les grandes particules abrasives se fracturent plus particulièrement au cours des premiers stades du test de frottement [Larsen-Badse, 1968a], [Larsen-Badse, 1968b]. Ceci est probablement dû au fait que le nombre de particules abrasives recouvrant le papier abrasif est plus faible pour les grandes tailles de particules abrasives. Ainsi, ce dernier phénomène entraîne une aire de contact plus faible et par conséquent une pression de contact plus importante sur chaque aspérité.

- Présence d'une couche durcie formée de débris d'usure en proche surface du matériau antagoniste.

Pour des tailles inférieures à la taille critique CPS, les particules abrasives ne peuvent pas pénétrer complètement dans une couche dure formée en surface et donc user le matériau [Mishra, 1981]. En revanche, pour des tailles de particules abrasives supérieures à cette taille de particules abrasives critique, l'influence de cette couche de débris sera légère, et ainsi il n'y aura pas d'augmentation du taux d'usure pour une hausse supplémentaire de la taille des particules.

D'une manière générale, les études s'intéressant à l'effet de la rugosité sur la résistance au frottement et à l'usure se font en lien avec les caractéristiques des particules abrasives. En effet, les études menées s'intéressent plus spécifiquement à la géométrie des particules abrasives dans des conditions d'usure par abrasion. Finalement, les mécanismes responsables de l'influence de la taille des particules abrasives sur les mécanismes d'usure et les frottements ne sont pas encore complètement

compris. L'existence de plusieurs facteurs concurrents contribuant à l'effet de la taille des particules abrasives sur le comportement à l'usure et au frottement correspond à la seule interprétation incontestable. Ces différents facteurs peuvent être associés au phénomène de colmatage, la rupture des abrasifs, la forme et la taille des abrasifs, la modification des propriétés du matériau etc. Néanmoins, une grande partie de ces précédents travaux énoncés ne prennent pas en compte les propriétés des matériaux telles que la composition chimique, la dureté ou encore la microstructure. Par la suite de ce chapitre, les travaux investiguant la contribution de la dureté et/ ou de la microstructure d'un matériau métallique seront présentés.

### 3. Effet de la dureté et de la microstructure

#### 3.1 Effet de la dureté sans considération de la microstructure

Dans le cas d'une **usure par abrasion**, la **dureté** initiale d'un matériau est généralement considérée comme l'indicateur principal pour prédire son comportement au frottement et à l'usure. Ce facteur est notamment pris en considération dans l'expression de la loi d'Archard de l'équation I-6 pour prédire le taux d'usure d'un matériau. Néanmoins, cette loi ne considère que la dureté initiale du matériau le plus tendre pour prédire son comportement à l'usure indépendamment de la dureté du matériau antagoniste plus dure. Or, des travaux [Khruschov, 1974], [Richardson, 1967], [Richardson, 1968] ont mis en évidence l'effet du ratio de dureté entre les deux solides en contact sur la résistance à l'usure abrasive. En effet, pour un ratio de dureté  $r$ , entre le matériau le plus tendre et le matériau le plus dure, inférieur à 0.7–1.1, le taux d'usure reste très faible voire négligeable. En revanche, pour un ratio  $r$  de dureté supérieur à 1.3–1.7, une usure maximale est générée. Ainsi, la loi d'Archard ne permet pas d'appréhender ces derniers phénomènes.

Dans le cas d'une **usure par adhésion**, les faibles rugosités et la solubilité des matériaux entre eux impliquent la formation de liaisons métalliques fortes. L'index d'adhésion imaginé par Fuller and Tabor [Fuller, 1975]] propose un indicateur  $\alpha$  des risques d'usure adhésive dans le cas de contacts surfaciques entre deux solides (1) et (2) de la manière suivante :

$$\alpha = \frac{E'}{W_{ad}} \frac{\sigma^{3/2}}{R^{1/2}} \quad (I - 7)$$

ou  $W_{ad}$  correspond au travail d'adhésion qui dépend des énergies superficielles des solides en contact,  $R$  correspond au rayon de courbure du sommet des aspérités,  $\sigma$  correspond à l'écart-type de la distribution des hauteurs d'aspérités et  $E'$  correspond au module élastique équivalent. De plus,  $E'$  est défini de la manière suivante :

$$\frac{1}{E'} = \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \quad (I - 8)$$



ou  $\nu_1$  et  $\nu_2$  correspondent respectivement aux coefficients de Poisson des solides (1) et (2).

Ainsi, si  $\alpha \leq 5$ , le risque d'adhésion est important. Puis, la **dureté** intervient sur la déformation plastique des aspérités suite à la rupture de ces liaisons métalliques fortes. En effet, les aspérités se déformant plastiquement peuvent contribuer à augmenter rapidement l'usure. Greenwood and Williamson [Greenwood, 1966] ont proposé un index de plasticité  $\psi$  dans le but de déterminer le risque de déformation plastique des surfaces rugueuses :

$$\psi = \frac{E}{H} \left( \frac{\sigma}{R} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (I - 9)$$

ou E correspond au module d'élasticité et H correspond à la dureté du matériau. Pour un index inférieur à 0,6, la déformation des aspérités est majoritairement élastique. En revanche, pour un index supérieur à 1, la déformation des aspérités est majoritairement plastique. Ainsi, cet index de plasticité  $\psi$  prend en considération la dureté du matériau.

Dans des travaux expérimentaux, l'effet de la dureté sur le coefficient de frottement est notamment souligné par Mokhtar *et al.* [Mokhtar, 1979a] comme montré dans la Figure I-13. Pour cela, différents couples de matériaux avec différentes duretés sont testés au cours d'essais tribologiques de type pion/disque. Pour ces différents couples, les mêmes matériaux métalliques sont mis en contact dans le but de favoriser de l'adhésion. Cette Figure I-13 montre que le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la dureté de ces métaux. Les métaux ayant une dureté élevée, tels que le nickel et le chrome, donnent des coefficients de frottement relativement faibles. Dans le cadre d'une étude complémentaire [Mokhtar, 1979b], les auteurs mentionnent que le comportement au frottement, qui représente un état de contrainte complexe, peut être expliqué par les propriétés mécaniques de ces métaux. Ainsi, ces auteurs mentionnent que les métaux plus ductiles, tels que le plomb et l'aluminium, présentent des coefficients de frottement élevés.

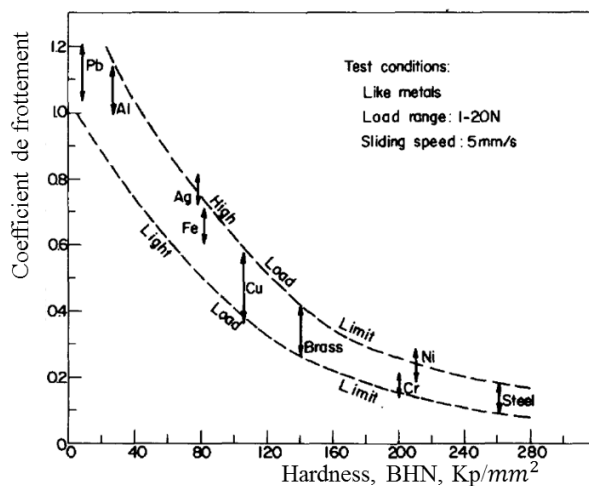


Figure I-13: Evolution du coefficient de frottement en fonction de la dureté du métal [Mokhtar, 1979a]

Une relation linéaire entre la dureté et la résistance à l'usure abrasive a été soulignée dans le cas d'essais réalisés entre un pion et un papier abrasif dans les travaux de Khruschov [Khruschov, 1974]. Cette relation linéaire a été notamment établie pour des métaux purs à l'état recuit comme présentée par la courbe correspondant à la zone I de la Figure I-14. De plus, la tendance associée à la zone II correspond aux cas d'aciers traités thermiquement par trempe et par revenu [Richardson, 1968], [Richardson, 1968]. Ainsi, la hausse de la dureté conduit à une hausse de la résistance à l'usure qui est cependant moins accentuée par rapport aux matériaux purs à l'état recuit.

Parallèlement, dans le cas des métaux purs à l'état recuit, il est mentionné qu'une déformation plastique en surface par labourage a été mise en évidence par des observations des surfaces usées. Ainsi, contrairement à la coupe, ce phénomène de labourage identifié ne génère pas ou peu la formation de copeaux d'usure et donc une faible perte de matière [Mutton, 1978]. En revanche, il a été souligné qu'un acier traité thermiquement (zone II) présentant une résistance à l'usure plus faible est plus sujette à de la coupe qu'à du labourage. Ainsi, ces deux tendances (zone I et zone II) varient en raison de différents mécanismes d'usure par abrasion générés.

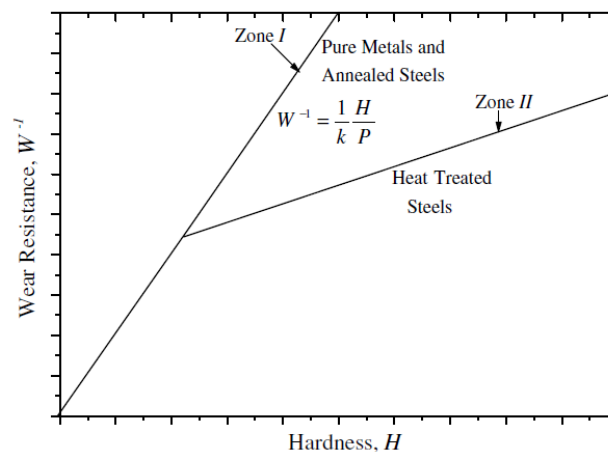


Figure I-14: Evolution de la résistance à l'usure ( $1/\text{taux d'usure}$ ) de différents matériaux en fonction de la dureté initiale lors de tests d'abrasion [Sevim, 2006]

Par la suite, d'autres travaux se sont intéressés à construire des cartes d'usure en fonction de la dureté du matériau, de l'angle d'attaque des aspérités et donc de la rugosité. En effet, les travaux de Hokkirigawa *et al.* [Hokkirigawa, 1988a], [Hokkirigawa, 1988b] ont permis de déterminer expérimentalement les mécanismes d'usure par abrasion d'aciers comme montrés dans la Figure I-15. Pour cela, les auteurs ont utilisé des indenteurs coniques avec différents angles d'attaque lors d'essais de rayure. A mesure que la dureté augmente, ces essais ont permis de montrer que l'étendue du domaine associé au mode de transition entre le labourage et la coupe diminue tandis que l'étendue du domaine associé à la coupe augmente avec la hausse de la dureté. En revanche, l'étendue du domaine du labourage reste inchangée avec la variation de la dureté. La Figure I-15 souligne les effets

combinés de la dureté et de l'angle d'attaque des particules abrasives sur les mécanismes d'usure. Cette carte permet d'inclure la contribution de la dureté mais n'intègre pas la contribution de la microstructure du matériau considéré.

Ces précédents travaux ont permis de mettre en évidence l'effet de la dureté sur le comportement au frottement et à l'usure. Néanmoins, ces études font varier également la nuance des matériaux et potentiellement les caractéristiques microstructurales. Ainsi, ces travaux ne permettent pas de savoir s'il s'agit d'un effet isolé de la dureté ou bien d'effets combinés de la dureté, de la nuance ou encore de la microstructure du matériau sur son comportement tribologique. En effet, les microstructures ne sont pas considérées et analysées dans ces travaux. En revanche, bien que cet effet de la dureté sur le frottement et l'usure ait été souligné par différentes travaux expérimentaux, il existe d'autres travaux ne permettant pas de confirmer cette tendance. En effet, des travaux [Khruschov, 1974], [Richardson, 1967], [Moore, 1974], [Mutton, 1978], [Gola, 2017], [Hawk, 2003], [Narayanaswamy, 2016b] ont pu montrer que différents matériaux avec la même dureté peuvent présenter des comportements tribologiques différents. De plus, comparés à des matériaux avec des duretés élevées, d'autres travaux [Hawk, 2003], [Peng, 2016] ont pu également démontrer que des matériaux avec des duretés plus faibles peuvent également présenter un meilleur comportement tribologique. Finalement, en plus de la dureté, le comportement tribologique d'un matériau est également impacté par sa microstructure. Par la suite, des travaux étudiant l'effet de la microstructure sur le comportement au frottement et à l'usure de matériaux métalliques sont présentés.

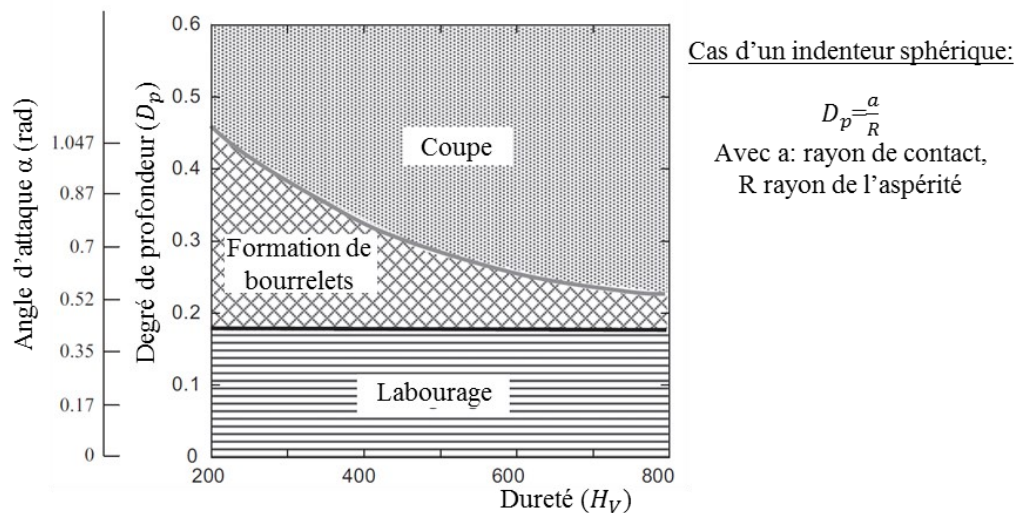


Figure I-15: Diagramme des modes d'usure en fonction de l'angle d'attaque et de la dureté [Hokkirigawa et al., 1988a]

## 3.2 Contribution de la microstructure

### 3.2.1 Introduction

Pour un même matériau métallique, l'effet de la microstructure sur le comportement tribologique a été investigué en réalisant différents traitements thermiques ou en ajoutant des éléments d'alliage. Ainsi, les microstructures générées présentent une ou différentes caractéristiques microstructurales conduisant à une variation de la dureté de l'acier.

### 3.2.2 Comportement au frottement

Pour un même acier, des études ont été menées en faisant varier une caractéristique microstructurale à la fois telle que la **taille de grain**. En effet, dans le cas d'un acier austénitique, les travaux de Bregliozi *et al.* [Bregliozi, 2003] montrent que l'affinement de la taille des grains associé à une augmentation de la dureté entraîne une diminution du coefficient de frottement. Les observations des surfaces usées ont également révélé la génération de mécanismes d'usure par abrasion et par adhésion. Néanmoins, aucune corrélation entre le coefficient de frottement, la taille de grain et les mécanismes d'usure n'ont été mise en évidence.

Dans le cas d'un matériau cuivreux, les travaux de Peng *et al.* [Peng, 2016] ont permis d'apporter des éléments complémentaires concernant l'effet de la taille de grain (associé à une variation de la dureté) sur le coefficient de frottement en lien avec les mécanismes d'usure. Pour cela, des essais tribologiques favorisant l'usure par adhésion et des essais tribologiques favorisant l'usure par labourage ont été réalisés. Il est constaté que l'augmentation de la taille de grains entraîne une diminution du coefficient de frottement dans le cas d'une usure par adhésion. Pour une usure par adhésion uniquement, les auteurs justifient cette diminution du coefficient de frottement par une hausse de l'indice de plasticité comme décrit dans l'équation I-9. Les auteurs supposent que la hausse de l'indice de plasticité implique la formation d'une couche écrouie en surface permettant la réduction du coefficient de frottement par adhésion. En revanche, l'augmentation de la taille de grains entraîne l'augmentation du coefficient de frottement dans le cas d'une usure par labourage. Les auteurs justifient ce dernier phénomène par une transformation des dégradations de surface comme illustrée dans la Figure I-16. En effet, les auteurs supposent une transition entre des fractures transgranulaires (Figure I-16 (a)) vers des fractures intergranulaires (Figure I-16 (b)) à mesure que la taille de grains diminue. Ainsi, l'effet de la taille des grains et donc de la dureté sur le coefficient de frottement est opposé pour ces deux types de mécanismes d'usure. Pour les fractures intergranulaires, les fissures se propagent le long des joints de grains conduisant à générer une surface irrégulière. En revanche, pour les fractures transgranulaires, les fissures se propagent à l'intérieur du grain générant une surface plus lisse par rapport au cas précédent. Ces travaux permettent ainsi de souligner qu'une caractéristique microstructurale impactant la dureté du matériau peut avoir des effets différents sur le coefficient de frottement en fonction des mécanismes d'usure générés.

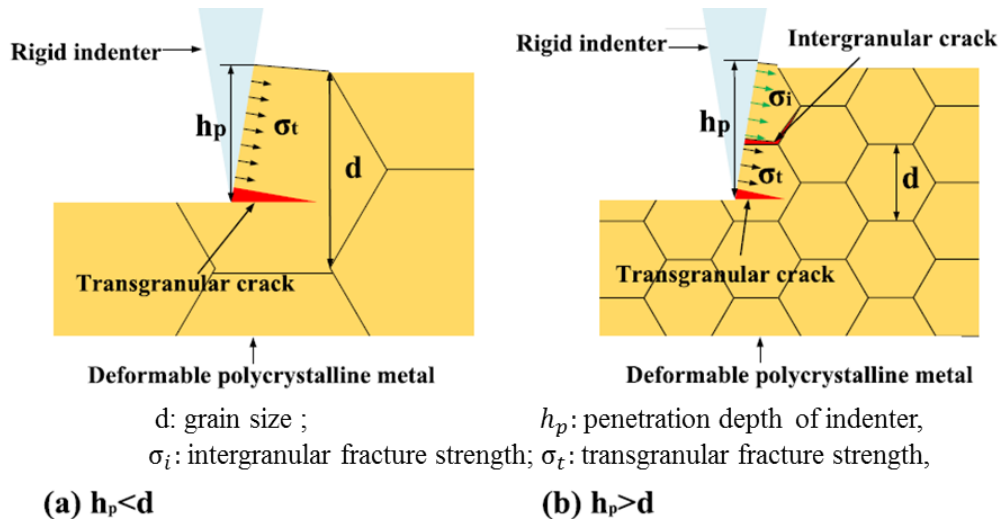


Figure I-16 : Représentation schématique de l'action abrasive pour un matériau avec des grands grains et des petits grains [Peng, 2016]

Pour un même acier avec une microstructure de type dual-phase, des travaux ont étudié l'effet des **proportions des phases** en présence impactant la macro-dureté sur le comportement au frottement [Tyagi, 2002], [Abouei, 2007a], [Saghafian, 2007], [Tyagi, 2004]. Ainsi, pour des microstructures dual-phase composées de ferrite et de martensite, il est montré que le coefficient de frottement diminue à mesure que la fraction volumique de la martensite augmente et donc que la dureté augmente. Cette tendance est notamment illustrée dans le cadre des travaux de Saghafian *et al.* dans la Figure I-17. Les auteurs justifient ainsi cette diminution du coefficient de frottement avec la hausse fraction volumique de martensite par l'hypothèse d'un meilleur compactage et d'une meilleure adhérence d'une couche protectrice d'oxydes en surface.

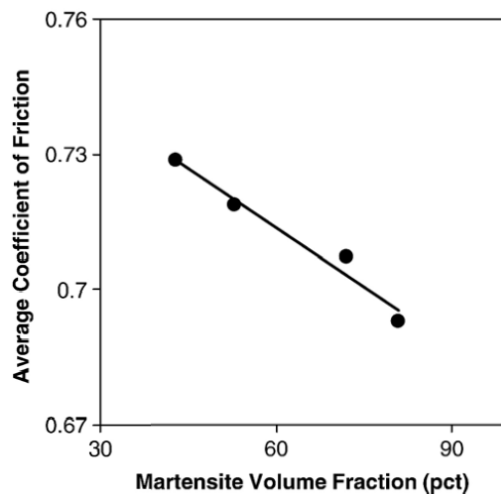


Figure I-17: Evolution du coefficient de frottement en fonction de la fraction volumique de martensite dans le cas de microstructures dual-phase [Saghafian, 2007]

Néanmoins, ces précédents travaux ne permettent pas de déterminer l'effet isolé d'une caractéristique microstructurale sur le coefficient de frottement du matériau. En effet, ces travaux étudient les effets combinés de la dureté et d'une caractéristique microstructurale sur le comportement au frottement du matériau.

En complément, des travaux ont montré que des aciers avec la même dureté et des microstructures différentes ne présentent pas le même coefficient de frottement [Narayanaswamy, 2016b] comme montré dans la Figure I-18. En effet, des essais de frottement sont réalisés entre un papier abrasif et des pions en acier. Pour cela, plusieurs nuances d'aciers avec des microstructures martensitiques trempées, martensitiques revenues, bainitiques et perlitiques ont été générées. Les différents aciers présentent des niveaux de macro-dureté situés entre  $330H_V$  et  $360H_V$  et les compositions chimiques indiquées dans la Figure I-18 (b). Les résultats de coefficients de frottement obtenus sont présentés dans la Figure I-18 (a). Malgré une dureté très proche, chaque microstructure présente une réponse unique au comportement frottement. Plus particulièrement, il est intéressant de souligner que l'acier perlitique de type multiphase, composé d'une matrice ferritique et de carbures de cémentite, minimise le coefficient de frottement par rapport aux autres aciers monophasés.

Les auteurs justifient ces différences de coefficient de frottement par des variations des dégradations de surface et de proche surface traduisant différentes résistances à l'abrasion. La représentation schématique de la Figure I-18(c) présente le processus de formation d'une rayure par une particule abrasive à la surface d'une microstructure monophasée (Figure I-18(c1)) et d'une microstructure multiphasée (Figure I-18(c2)). En général, les microstructures monophasées sont sujettes à un phénomène de déplacement de matière plus prononcé en raison de l'homogénéité de leurs constituants. Lorsqu'une particule abrasive raje la surface d'un échantillon avec une microstructure monophasée, ce type de structure offre très peu de résistance à la pénétration et à l'avancement du grain abrasif (Figure I-18(c1)). De ce fait, une perte de matière significative est entraînée lors de la formation de cette large rayure. Inversement, une microstructure multiphase composée de phases fragiles et ductiles peut offrir une meilleure résistance à l'abrasion (Figure I-18(c2)). Les phases fragiles et dures représentent des obstacles permettant de résister à la pénétration et à l'avancement du grain abrasif lors de la formation d'une rayure. En revanche, la phase ductile amortit la phase fragile qui supporte la charge et permet de réduire les risques de génération de fissure. Ainsi, des rayures plus fines sont générées par rapport aux microstructures monophasées. De plus, contrairement aux microstructures monophasées, la microstructure perlitique multiphasée favorise un phénomène d'alignement de ses constituants microstructuraux dans la direction du frottement en proche surface. Ainsi, cette déformation plastique générée en proche surface permet de minimiser le coefficient de frottement.

Les travaux de Narayanaswamy *et al.* [Narayanaswamy, 2016b] permettent de mettre clairement en évidence l'intérêt des microstructures multiphasées par rapport aux microstructures monophasées pour une même macro-dureté. Néanmoins, ces microstructures sont générées pour différents aciers. Ainsi, la composition chimique de l'acier est également un paramètre pouvant également impacter son comportement tribologique. De plus, ces différents aciers présentent des microstructures avec différentes caractéristiques microstructurales telles que la taille et la forme de grains, la nature des phases, la présence d'une ou de plusieurs phases, etc. Ainsi, ces études ne permettant pas d'identifier les effets isolés de chaque caractéristique microstructurale sur le comportement au frottement.

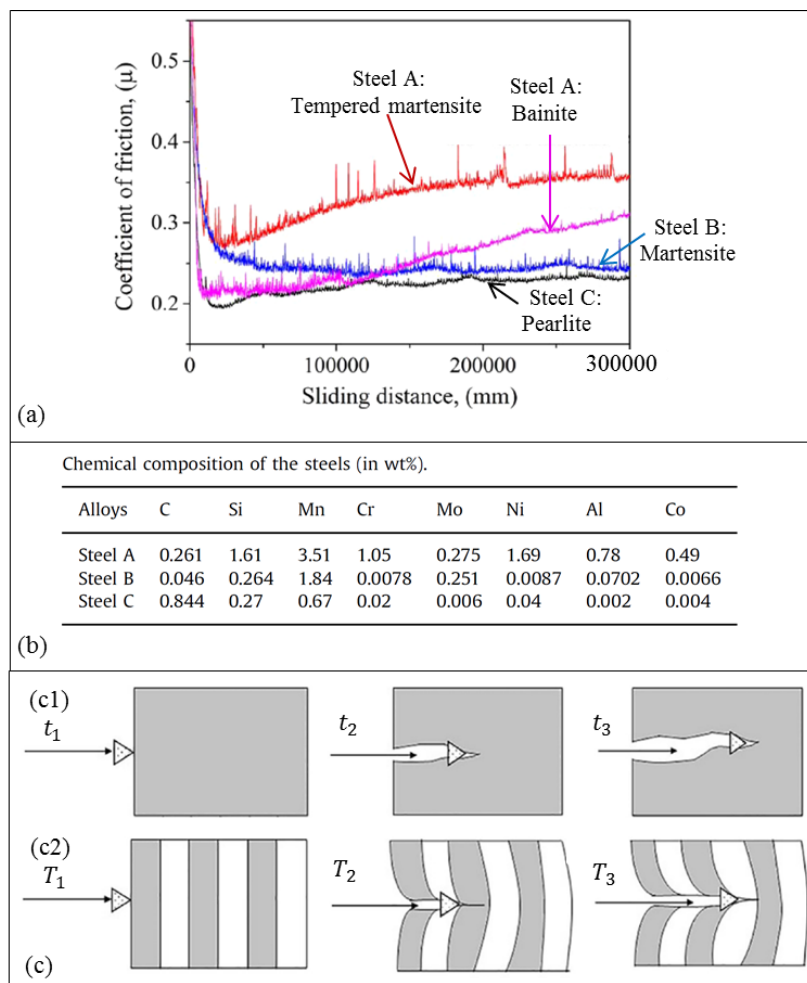


Figure I-18: (a) Evolution du coefficient de frottement en fonction de la distance parcourue pour différentes microstructures, (b) compositions chimiques des aciers utilisés (c) représentation schématique du processus d'abrasion d'un grain abrasif en surface [Narayanaswamy, 2016b]

### 3.2.3 Comportement à l'usure

De manière similaire à l'étude du comportement au frottement, des travaux ont été dédiés à l'étude de l'impact d'une caractéristique microstructurale sur le comportement à l'usure pour un même matériau métallique. Ainsi, les caractéristiques microstructurales suivantes ont été analysées :

- L'**affinement des grains** d'un matériau apparaît comme un moyen efficace d'améliorer sa résistance à l'usure comme illustré dans la Figure I-19 [Xu, 2013]. Pour différents aciers avec différentes microstructures monophasées et multiphasées, il est montré que la diminution de la taille de grains associée à une augmentation de la dureté permet d'augmenter la résistance à l'usure [Bregliozzi, 2003], [Bhattacharyya, 1977], [Gunduz, 2008], [Zhou, 2008], [Sundstrom, 2001]. Néanmoins, ces travaux sont réalisés pour des conditions d'essais différentes pour lesquels différents mécanismes d'usure ont été générés. Ainsi, ces résultats peuvent être considérés qualitativement uniquement et les effets des microstructures sur l'impact de la taille de grain sur la résistance spécifique à l'usure ne peuvent pas être comparés. De plus, cette relation établie entre la taille de grain et la résistance spécifique à l'usure ne suit pas strictement la relation de Hall Petch décrivant l'évolution de la limite d'élasticité en fonction de la taille de grains. En effet, les auteurs expliquent ce dernier phénomène par des écarts de vitesse de déformation et par la nature multiaxiale de la contrainte exercée lors du processus de frottement par rapport à un essai de traction pour lequel la corrélation Hall Petch est établie.

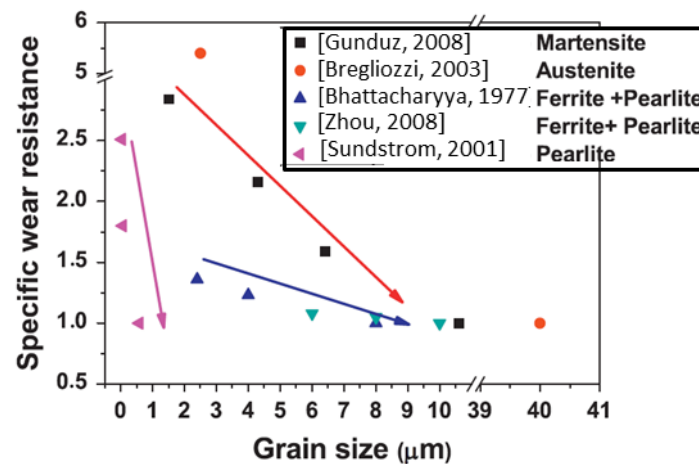


Figure I-19: Evolution de la résistance spécifique à l'usure en fonction de la taille de grains [Xu, 2013]

- Concernant les aciers ferritiques, ces derniers sont généralement trop tendres pour être utilisés dans les applications nécessitant une haute résistance à l'usure par abrasion et par adhésion [Gahr, 1987]. Néanmoins, la résistance à l'usure de ces aciers ferritiques tendres peut être améliorée en les durcissant par ajout d'éléments d'alliage [Gahr, 1987], [Kuzucu, 1998],



[Aksoy, 1999]. En effet, l'ajout d'éléments telles que le manganèse et le silicium peut permettre de durcir les aciers ferritiques tendres [Gahr, 1987]. De plus, dans les travaux de Moore [Moore, 1974] et de Larsen-Badse *et al.* [Larsen-Badse, 1972], une perlite dure a été introduite dans une matrice ferritique tendre afin d'augmenter la dureté du matériau. Comme illustré dans la Figure I-20 (a), Larsen-Badse *et al.* montrent une hausse de la résistance à l'abrasion à mesure que la **fraction volumique de perlite** augmente et que sa dispersion diminue. De plus, si la fraction volumique de perlite est suffisamment élevée, les auteurs supposent que la perlite confine les grains de ferrite et restreint la déformation plastique à l'intérieur des grains. Étant donné que l'usure abrasive implique la génération d'une déformation plastique, une hausse de la contrainte appliquée sur la déformation plastique augmentera la résistance à l'usure d'un matériau.

- Concernant les aciers perlitiques, Modi *et al.* [Modi, 2003a] ont montré que la diminution de la **distance interlamellaire** (associée à une élévation de la dureté) entraîne une diminution du taux d'usure comme représentée dans la Figure I-20 (b).

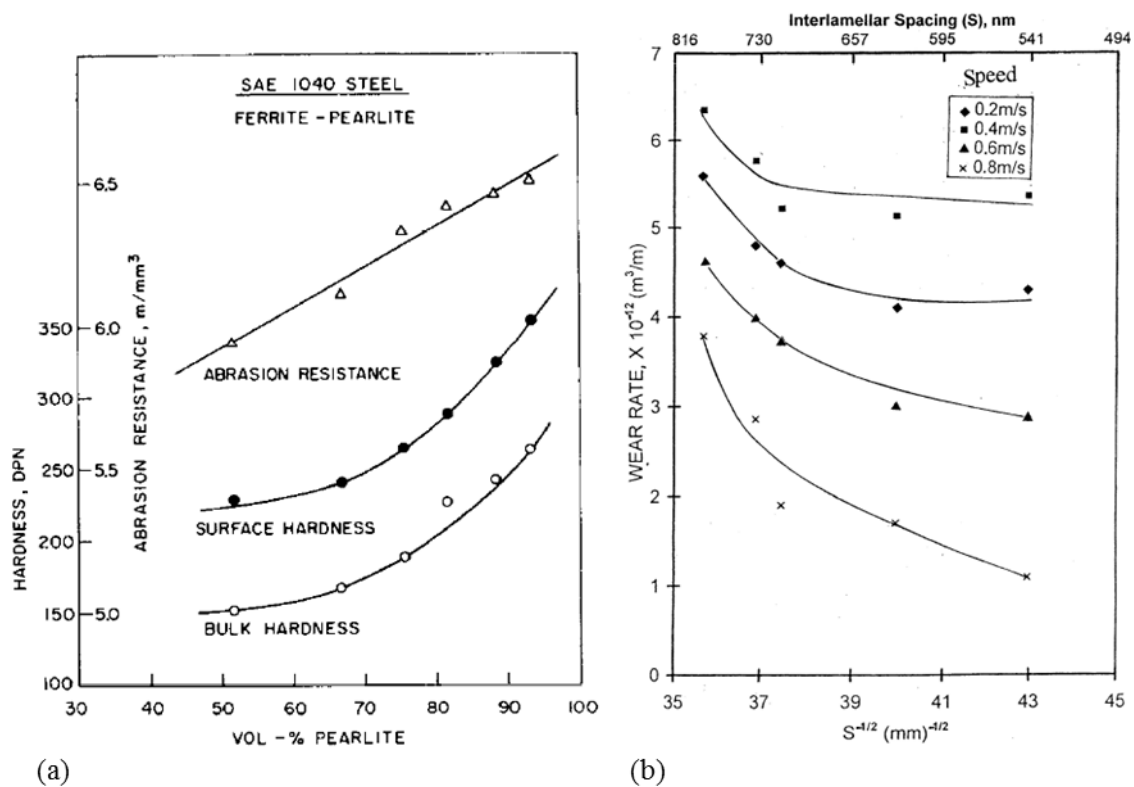


Figure I-20: a) Evolution de la résistance à l'abrasion en fonction de la fraction volumique de la perlite [Larsen-Badse, 1972] et (b) évolution du taux d'usure en fonction de l'inverse de la distance interlamellaire [Modi, 2003a]

Les auteurs justifient cette diminution du taux d'usure par des modifications des caractéristiques microstructurales en proche surface au cours de l'essai d'abrasion. Il est supposé qu'une fragmentation de la perlite lamellaire, pouvant conduire à générer des particules d'usure de

tailles nanométriques, s'agglomèrent en surface. Cette agglomération de particules d'usure contribue à former une couche déformée en surface favorisant la diminution du taux d'usure. Ce dernier phénomène est ainsi plus prononcé avec la diminution de la distance interlamellaire. De plus, pour des faibles distances interlamellaires, la ferrite située entre deux lamelles de cémentite peut être totalement durcie réduisant par conséquent le taux d'usure. Ainsi, l'usure est principalement contrôlée par un durcissement de la surface résultant de la déformation plastique induite par le processus d'usure par abrasion.

- Comme montré précédemment pour les microstructures dual-phase composées de ferrite et de perlite, d'autres microstructures dual-phase composées notamment de ferrite et de martensite sont également impactées par les proportions des phases en présence. Comme illustré dans la Figure I-21 provenant des travaux de Xiao *et al.* [Xu, 2013], l'augmentation de la **fraction volumique de la martensite** entraîne une hausse de la résistance à l'usure [Saghafian, 2007], [Modi, 2003b], [Tyagi, 2004], [Modi, 2007a], [Modi, 2007b]. Néanmoins, ces travaux sont réalisés pour des conditions d'essais différentes et peuvent être comparés qualitativement. En effet, ces études sont réalisées pour des conditions d'abrasion [Modi, 2007a], [Modi, 2007b], pour des conditions d'adhésion [Modi, 2003b] tandis que la dernière étude [Tyagi, 2004] n'analyse pas les mécanismes d'usure générés.

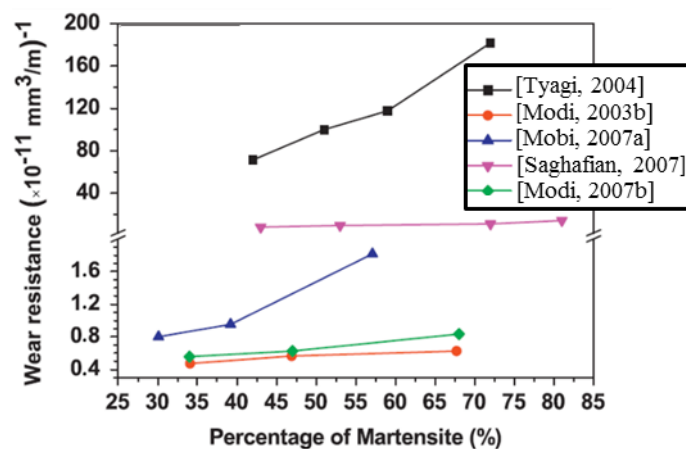


Figure I-21: Evolution de la résistance à l'usure en fonction de la proportion de martensite [Xu, 2013]

Néanmoins, ces précédents travaux ne permettent pas de déterminer l'effet isolé d'une caractéristique microstructurale sur le comportement à l'usure du matériau. En effet, ces travaux étudient les effets combinés de la dureté et d'une caractéristique microstructurale sur le comportement à l'usure du matériau. En complément, des travaux ont montré que des alliages ferreux avec la même dureté mais des microstructures différentes ne présentent pas la même résistance à l'usure [Khruschov, 1974], [Richardson, 1967], [Moore, 1974], [Mutton, 1978], [Gola, 2017], [Hawk, 2003]. En effet, la Figure I-22 (a) présente les résistances relatives à l'usure par abrasion de différents aciers pour différentes

microstructures [Hawk, 2003]. Par exemple, pour une même dureté de  $220H_V$ , les aciers austénitiques présentent une résistance optimale à l'usure, suivis par les aciers bainitiques puis par les aciers perlitiques. Néanmoins, ces résultats ne permettent pas de déterminer si cette variation de comportement à l'usure provient d'un effet isolé de la microstructure, d'un effet isolé de la nuance de l'acier ou bien des effets combinés de la microstructure et de l'acier.

D'une manière générale, il est considéré que la résistance à l'usure augmente continuellement avec la dureté suivant l'ordre de la ferrite, de la perlite, de la bainite et de la martensite [Gahr, 1987], [Tylczak, 1992], [Chattopadhyay, 2012]. Ainsi, les microstructures martensitiques sont souvent sélectionnées pour leurs duretés élevées. En effet, comme indiqué sur la Figure I-22 (a), les aciers martensitiques trempés et revenus avec des hautes duretés semblent présenter les meilleures résistances à l'usure par abrasion. Néanmoins, pour une dureté donnée, cette représentation permet également de mettre en évidence que les aciers martensitiques ne présentent pas la résistance à l'usure la plus élevée. Similairement, d'autres travaux montrent que l'augmentation de la dureté, au travers de la hausse de la teneur en carbone, ne semble pas être toujours un facteur clés influençant le comportement à l'usure des matériaux [Salesky, 1982]. En effet, il est montré que si la concentration de carbone de l'acier dépasse un niveau critique, la résistance à l'usure diminue alors que la dureté augmente. Cette baisse de la résistance à l'usure est due à la diminution importante de la ductilité et de la ténacité. Par conséquent, la microstructure fragile résultante devient sensible à la nucléation de fissure et à l'usure par fatigue et par délaminage.

Pour réduire l'usure par abrasion, il est souhaitable de sélectionner un matériau avec une microstructure présentant une bonne combinaison entre résistance à la pénétration des abrasifs et ductilité pour résister à l'initiation et à la propagation des fissures. Pour répondre à une telle combinaison, certaines études ont analysé le cas des aciers avec une microstructure composée de deux ou plusieurs phases (Sundström *et al.*, 2001), [Jha, 2003], [Kumar., 2008], [Bhowmick, 2014]. Par exemple, des microstructures dual-phase composées d'une phase ductile (telle que la ferrite) et d'une phase dure (telle que la perlite, la martensite ou la bainite) sont étudiées. Malgré une dureté relativement plus faible par rapport à des microstructures martensitiques, ces microstructures dual-phase présentent une résistance à l'abrasion significativement améliorée en raison de leur bonne combinaison entre ténacité et ductilité. En effet, la Figure I-22 (b) présente l'évolution de la résistance spécifique à l'usure abrasive de différents aciers pour différentes microstructures et la même macro-dureté pour les mêmes essais que ceux présentés dans la Figure I-18. Comme souligné pour le coefficient de frottement, la microstructure perlitique dual-phase présente un meilleur comportement à l'abrasion que la microstructure martensitique monophasée. Dans la littérature, les comparaisons d'un large spectre de microstructure pour la même macro-dureté dans le cas d'une usure par adhésion sont moins investiguées. Néanmoins, les microstructures multiphase semblent également représenter une

bonne solution pour réduire l'usure par adhésion [Gahr, 1987]. En effet, les travaux de Gare [Gahr, 1987] suggèrent de générer des matériaux avec des microstructures permettant de réduire l'aire de contact en accord avec l'expression de la composante d'adhésion du coefficient de frottement du modèle de Bower and Tabor [Bowden, 1954]. En effet, l'introduction d'une phase dure au sein d'une matrice tendre (à l'origine d'une hausse de la dureté) peut permettre de réduire l'aire de contact et donc de réduire l'adhésion.

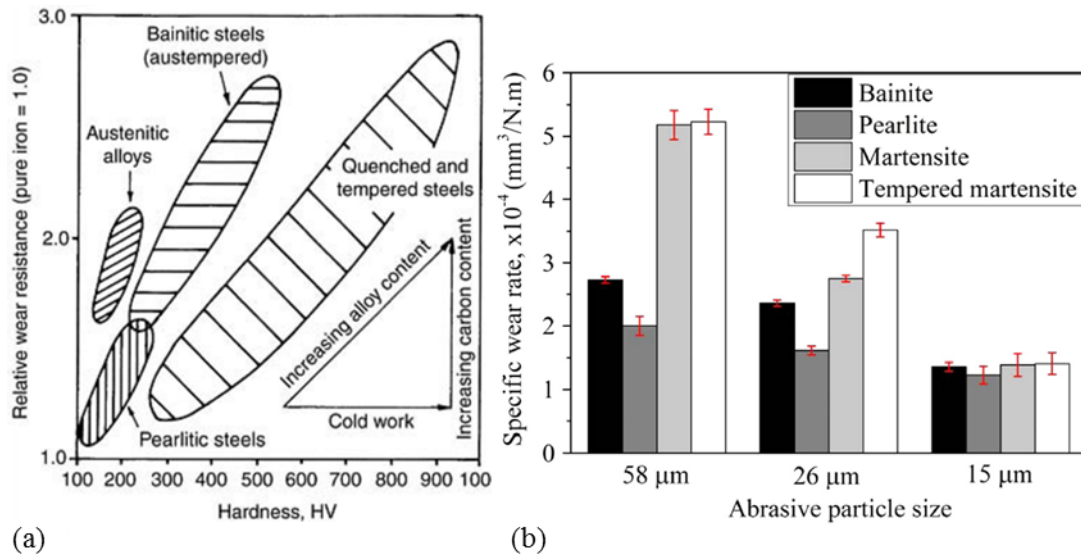


Figure I-22: (a) Evolution de la résistance à l'usure relative en fonction de la dureté [Hawk, 2003] et (b) évolution de la résistance spécifique à l'usure pour une dureté fixe [Narayanaswamy, 2016b]

Ces précédents travaux [Gahr, 1987], [Hawk, 2003], [Narayanaswamy, 2016b] permettent de mettre en évidence l'effet de la microstructure sur le comportement à l'usure pour une macro-dureté donnée. Plus particulièrement, les travaux de Narayanaswamy *et al.* [Narayanaswamy, 2016b] permettent de mettre clairement en évidence l'intérêt des microstructures multiphasées par rapport aux microstructures monophasées pour une même macro-dureté. Néanmoins, ces microstructures comparées dans ces précédents travaux sont générées pour différents aciers. Ainsi, la composition chimique de l'acier est également un paramètre pouvant potentiellement impacter le comportement tribologique de ces matériaux métalliques.

## 4. Conclusion

Cette étude bibliographique a permis de montrer que la rugosité, au travers de la taille de particules abrasives, impacte le comportement au frottement et à l'usure de différentes manières. Il existe une rugosité optimale intermédiaire minimisant le coefficient de frottement qui varie en fonction des systèmes tribologiques testés. De plus, à mesure que la rugosité augmente, le taux d'usure suit deux stades différents. Le premier stade se caractérise par une hausse du taux d'usure puis le second stade varie en fonction du système tribologique. En parallèle, la variation de la rugosité génère différents mécanismes d'usure entre abrasion et adhésion à l'origine de ces différents comportements au frottement et à l'usure. Ces deux mécanismes d'usure par adhésion et par abrasion peuvent avoir lieu séparément, simultanément ou de manière séquentielle. Finalement, les mécanismes responsables de l'influence de la taille des particules abrasives sur le coefficient de frottement, le taux d'usure et les mécanismes d'usure ne sont pas encore complètement compris. Dans la littérature, différents facteurs concurrents ont pu être discutés tels que l'effet du colmatage des débris d'usure, la rupture des particules abrasives, la forme et la taille des particules abrasives, la formation d'une couche écrouie en surface. Néanmoins, une grande partie de ces travaux énoncés discutant de l'effet de la rugosité sur le comportement tribologique ne prennent pas en compte les propriétés initiales des matériaux telles que la dureté ou la microstructure.

D'une manière générale, la dureté des matériaux en contact est souvent considérée comme un facteur clés influençant leur comportement tribologique au détriment des autres propriétés des matériaux. En effet, un matériau avec une dureté élevée est généralement sélectionné pour garantir un bon comportement tribologique. Dans le cas des aciers, la microstructure martensitique qui confère au matériau une dureté élevée est généralement sélectionnée pour assurer un faible coefficient de frottement et une haute résistance à l'usure. Des investigations complémentaires ont démontré que l'effet de la dureté est beaucoup plus complexe. En effet, la microstructure impactant la dureté d'un matériau s'avère être un facteur fondamental pour la détermination de son comportement tribologique. De plus, la littérature ne permet pas d'identifier une microstructure optimale permettant de présenter les meilleures résistances au frottement et à l'usure de manière systématique. En effet, ces études sont réalisées pour des systèmes tribologiques variés générant différents mécanismes d'usure ne permettant pas de comparer quantitativement ces résultats entre eux. Plus particulièrement, les différents travaux dans cette revue bibliographique révèlent l'existence d'effets combinés de la dureté, de la composition chimique et de la microstructure sur le comportement tribologique. Finalement, ces travaux ne permettent pas d'identifier l'effet isolé de la microstructure sur le comportement tribologique en fixant la composition chimique du matériau ainsi que la macro-dureté.

Dans ce contexte, une campagne expérimentale d'essais de frottement entre un pion métallique et un papier abrasif est menée. Pour cela, les comportements tribologiques de deux aciers faiblement alliés sont investigués. Ces derniers aciers sont traités thermiquement dans le but de varier la microstructure et / ou la macro-dureté (Chapitre II). Ainsi, pour chaque échantillon défini par une composition chimique, une microstructure et une macro-dureté, des essais de frottement sont effectués pour différentes rugosités et pour différents chargements normaux. En effet, la rugosité est variée en utilisant des papiers abrasifs pour différentes tailles de particules abrasives. Ainsi, ces essais permettent notamment d'étudier l'effet de la microstructure pour des niveaux de macro-dureté similaires sur le comportement tribologique d'un même matériau. Parallèlement, les comportements tribologiques de différentes microstructures d'un même acier pour différentes macro-duretés sont également comparés pour le même système tribologique. Enfin, cette dernière étude permet également de mettre en évidence l'impact isolé d'une caractéristique microstructurale sur le comportement tribologique d'un même acier. A l'issue de ces essais de frottement, les comportements au frottement (Chapitre III) et à l'usure sont présentés (Chapitre IV). Enfin, dans le cas d'une microstructure dual-phase composée de ferrite et de martensite, les résultats expérimentaux sont confrontés avec ceux issus d'une modélisation (Chapitre V).

# CHAPITRE II – Choix de matériaux et générations des microstructures

<b>1. Introduction .....</b>	<b>49</b>
<b>2. Choix des matériaux.....</b>	<b>49</b>
2.1 Motivations.....	49
2.1.1 Génération de différents types de microstructures pour une même macro-dureté et une même composition chimique .....	49
2.1.2 Génération d'un type de microstructure avec différentes macro-duretés pour une même composition chimique.....	49
2.2 Présentations des matériaux .....	50
2.2.1 Acier 35NCD16.....	50
2.2.2 Acier 25CD4.....	51
2.3 Conclusion.....	53
<b>3. Microstructures martensitiques trempées .....</b>	<b>54</b>
3.1 Introduction .....	54
3.2 Description des traitements thermiques.....	54
3.2.1 Austénitisation.....	54
3.2.2 Refroidissement par trempé à l'eau .....	55
3.2.3 Choix des temps et températures d'austénitisation.....	55
3.3 Caractérisation des microstructures et des macro-duretés.....	56
<b>4. Microstructures martensitiques revenues .....</b>	<b>60</b>
4.1 Introduction .....	60
4.2 Description des traitements thermiques.....	60
4.2.1 Revenu.....	60
4.2.2 Refroidissement à l'air .....	61
4.2.3 Choix des temps et températures de revenus.....	61
4.3 Caractérisation des microstructures et des macro-duretés.....	62
<b>5. Microstructures de type dual-phase .....</b>	<b>65</b>
5.1 Introduction .....	65
5.2 Choix des caractéristiques microstructurales variées .....	66
5.3 Variation des morphologies de colonies de martensite .....	66
5.3.1 Description des traitements thermiques.....	66
5.3.2 Caractérisation des microstructures et des macro-duretés.....	70
5.3.3 Propriétés mécaniques de la martensite et de la ferrite.....	73

5.4	Variation de la fraction volumique de la martensite.....	76
5.4.1	Description des traitements thermiques.....	76
5.4.2	Caractérisation des microstructures et des macro-duretés.....	77
5.4.3	Propriétés mécaniques de la martensite et de la ferrite.....	80
<b>6.</b>	<b>Microstructure de type multi-phase .....</b>	<b>80</b>
6.1	Introduction .....	80
6.2	Description des traitements thermiques.....	81
6.3	Caractérisation de la microstructure et de la macro-dureté .....	82
<b>7.</b>	<b>Conclusion.....</b>	<b>84</b>



## 1. Introduction

Dans le but d'obtenir une meilleure compréhension de la contribution de la microstructure sur le comportement tribologique des aciers faiblement alliés, différentes microstructures sont générées. Ce chapitre est ainsi consacré à la présentation des matériaux sélectionnés ainsi que des microstructures générées. En effet, dans un premier temps, les raisons motivant le choix des aciers utilisés ainsi que les propriétés de ces derniers sont exposées. Dans un second temps, pour l'ensemble des microstructures sélectionnées, les procédures de génération et de caractérisation de ces dernières sont exposées.

## 2. Choix des matériaux

### 2.1 Motivations

#### 2.1.1 Génération de différents types de microstructures pour une même macro-dureté et une même composition chimique

L'objectif principal de ce chapitre vise à développer différents types de microstructures d'aciers afin de comparer leur comportement tribologique. Pour cela, quatre types de microstructures, distingués par des natures de phases différentes, sont ciblés. Premièrement, généralement considérées comme les microstructures présentant la meilleure tenue à l'usure, des **microstructures martensitiques trempées** et des **microstructures martensitiques revenues** sont choisies. Puis, des microstructures plus complexes, avec des propriétés mécaniques intéressantes gouvernées par une bonne combinaison entre ductilité et résistance à la rupture, sont sélectionnées. En effet, des **microstructures** de type **dual-phase**, composées de **ferrite** et de **martensite**, et de type **multi-phase**, composées de **ferrite**, de **martensite** et de **bainite**, sont également ciblées. Ainsi, l'acier sélectionné doit permettre de développer ces différents types de microstructures pour une même macro-dureté.

#### 2.1.2 Génération d'un type de microstructure avec différentes macro-duretés pour une même composition chimique

Un autre objectif visé par ce travail de thèse porte sur l'examen de l'effet de la macro-dureté pour un type de microstructure pour un acier donné. Pour cela, la variation de la macro-dureté est permise par la variation des caractéristiques microstructurales telles que la taille de grains, la morphologie des phases en présence et les fractions volumiques ou encore les propriétés mécaniques de ces phases pour une microstructure donnée. Ainsi, l'acier sélectionné doit permettre de développer des échantillons avec le même type de microstructure mais avec différentes macro-duretés en raison de différentes caractéristiques microstructurales.

## 2.2 Présentations des matériaux

L'obtention de ces différents types de microstructures est permise par l'intermédiaire de différents cycles de traitements thermiques appliqués sur les aciers faiblement alliés sélectionnés. Pour cela, la sélection des aciers se fait par l'analyse des diagrammes TRC (Transformations de Refroidissement Continu) et TTT (Transformation-Temps-Température) de différents aciers faiblement alliés. Suite à un traitement thermique d'austénitisation, ces diagrammes permettent de décrire les transformations de phases spécifiques à un acier. Les diagrammes TRC prédisent les transformations de phases ainsi que les macro-duretés finales suite à un refroidissement continu tandis que les diagrammes TTT décrivent les transformations de phases lors de maintiens isothermes. Ainsi, par l'intermédiaire de ces diagrammes, il est possible de prédire les microstructures finales générées ainsi que les macro-duretés finales en fonction du cycle de traitements thermiques appliqué pour un acier donné.

L'usage d'aciers faiblement alliés permet de répondre aux critères énoncés dans la section 2.1. Les deux aciers faiblement alliés retenus sont le 35NCD16 et le 25CD4.

### 2.2.1 Acier 35NCD16

La composition chimique de l'acier 35NCD16 est dans le Tableau II-1. Le matériau est fourni par Aubert et Duval.

C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Fe
0.35	0.3	0.4	<0.0015	<0.010	3.77	1.7	0.27	Compl

*Tableau II-1: Composition chimique de l'acier faiblement allié 35NCD16 (en wt%)*

Cet acier est sélectionné en raison de sa très grande trempabilité provenant de l'introduction d'éléments d'alliage (Boudiaf, 2011). Comme indiqué dans le diagramme TRC de la Figure II-1(a) et du fait de son caractère auto-trempant, cet acier présente une capacité élevée à générer une microstructure martensitique trempée suite à un refroidissement très lent précédé par une austénitisation. Dans ce diagramme, on note  $M_s$  le début de la formation de la martensite lors d'un refroidissement continu.

Ainsi, pour cet acier, une microstructure martensitique trempée est générée et est analysée dans la section 2. De plus, à partir de cette dernière microstructure, des traitements thermiques de revenu sont réalisés dans le but d'adoucir la martensite trempée pour différentes macro-duretés en générant différentes caractéristiques microstructurales. Ces microstructures martensitiques revenues sont analysées dans la section 3.

Les diagrammes TRC et TTT de la Figure II-1 indiquent que cet acier permet plus difficilement de générer les microstructures de type dual-phase et multi-phase. En effet, suite à une austénitisation, les temps nécessaires de refroidissement continu ou de maintien isotherme pour atteindre les domaines contenant d'autres phases que celle de la martensite sont très longs.

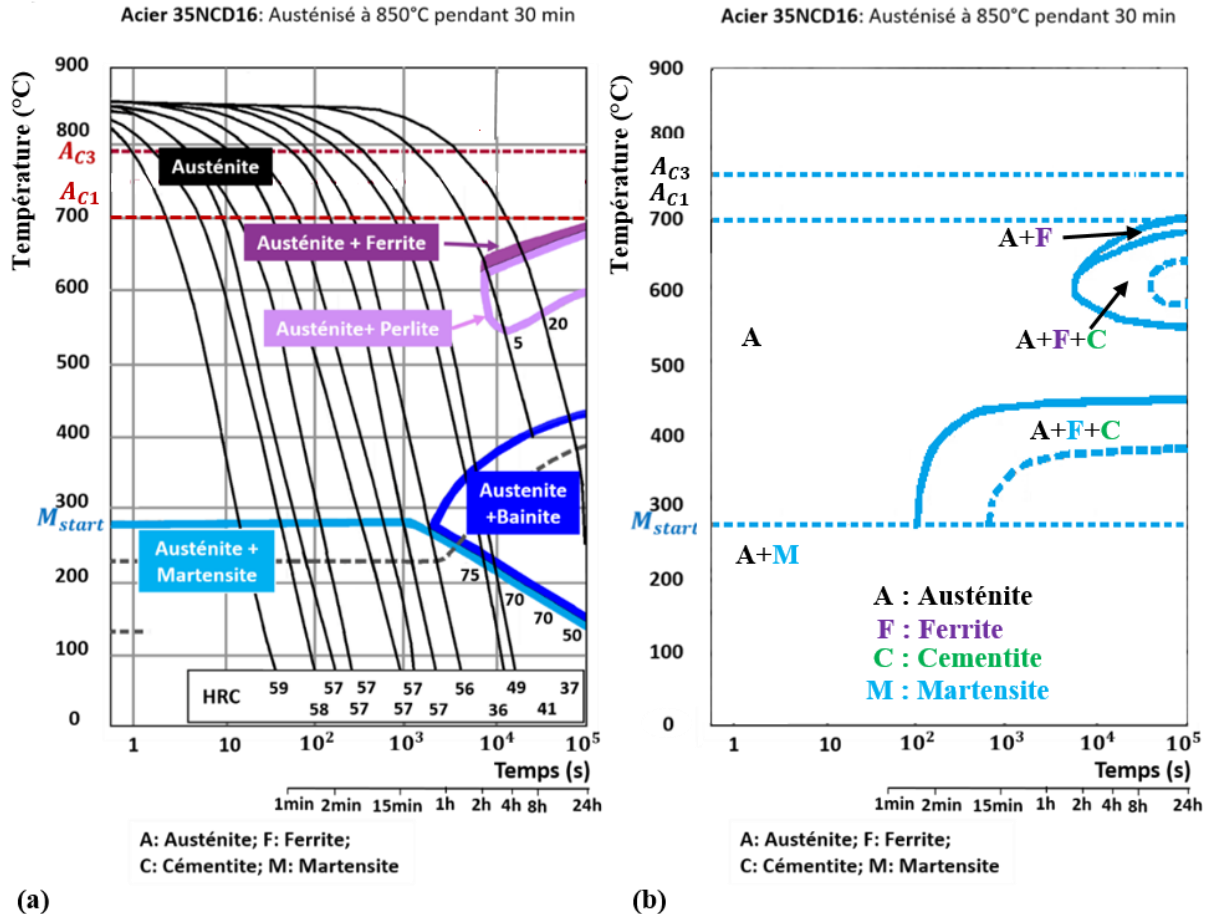


Figure II-1: Diagrammes (a) TRC [Desalos, 2004] et (b) TTT [Irsid, 1994] de l'acier faiblement allié 35NCD16

### 2.2.2 Acier 25CD4

La composition chimique de l'acier 25CD4 est indiquée dans le Tableau II-2. Le matériau est fourni par Thyssenkrupp. Cet acier présente des teneurs en carbone et en éléments d'alliage plus faibles que celles de l'acier 35NCD16.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.22-0.29	≤0.40	0.40-0.90	≤0.035	≤0.035	0.9-1.20	0.15-0.30

Tableau II-2: Composition chimique de l'acier faiblement allié 25CD4 (en wt%)

Comparé à l'acier 35NCD16, la présence d'éléments d'alliage en plus faibles quantités permet à l'acier 25CD4 de générer l'ensemble des microstructures ciblées. Comme décrit dans les diagrammes

TRC et TTT de l'acier 25CD4 (Figure II-2), cet acier permet de générer une microstructure martensitique trempée suite à un refroidissement continu rapide. De plus, suite à une austénitisation, les temps de refroidissement continu ou de maintien isotherme nécessaires pour atteindre les domaines contenant d'autres phases que celle de la martensite sont plus courts que ceux de l'acier 35NCD16.

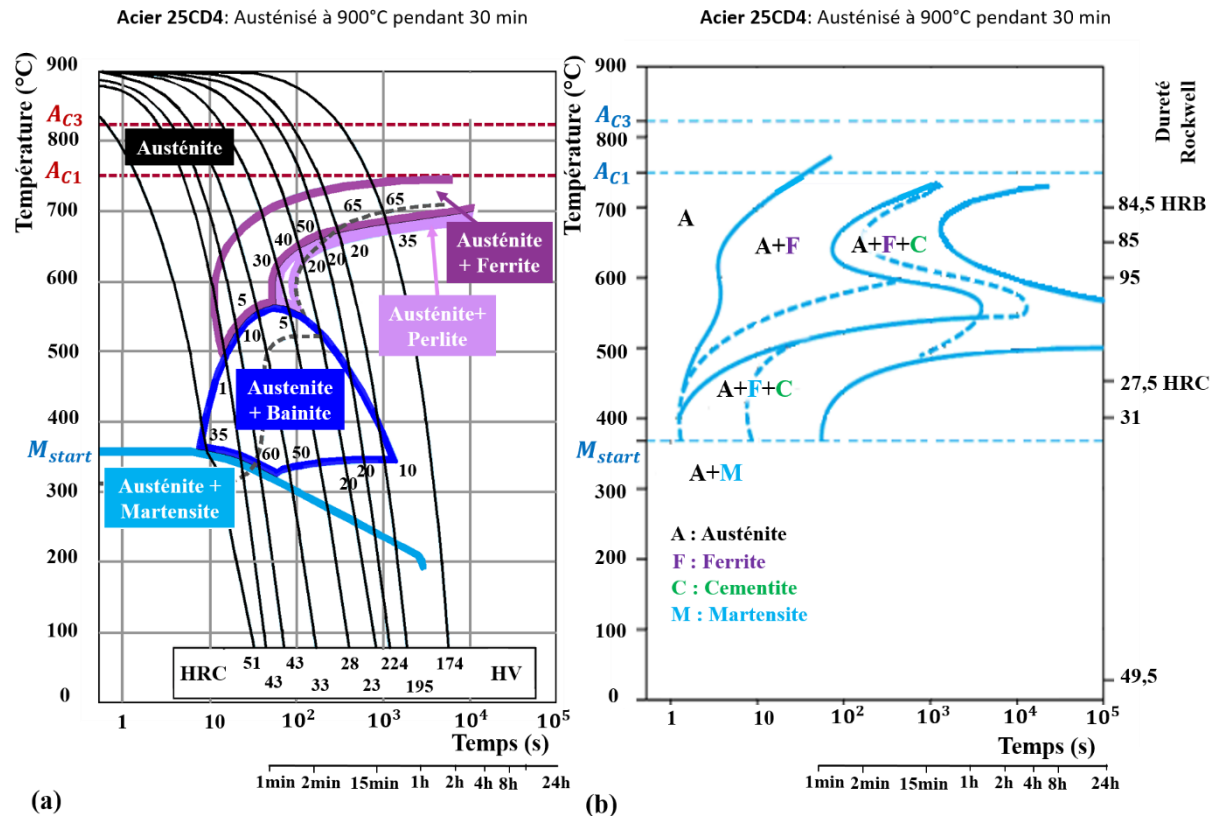


Figure II-2: Diagrammes (a) TRC et (b) TTT de l'acier faiblement allié 25CD4 [Desalos, 2004]

Similairement à l'acier 35NCD16, des microstructures martensitiques trempées et également des microstructures martensitiques revenues sont générées à partir de l'acier 25CD4. Dans le cas des microstructures martensitiques revenues, des caractéristiques microstructurales sont variées en termes de niveaux d'adoucissement de la martensite trempée. Des microstructures similaires avec des macroduretés équivalentes pour les aciers 35NCD16 et 25CD4 sont obtenues et comparées. Par ailleurs, pour l'acier 25CD4, des microstructures martensitiques trempées et des microstructures dual-phase avec des caractéristiques microstructurales variées sont développées. En effet, des microstructures martensitiques trempées avec différentes tailles des anciens grains d'austénite ainsi que des microstructures dual-phase avec différentes fractions volumiques de martensite et/ou différentes morphologies de colonies de martensite sont également générées. Les microstructures générées sont étudiées dans la section 4.

## 2.3 Conclusion

Dans cette première partie, les critères de sélection des microstructures et des aciers sont énoncés. Le Tableau II-3 répertorie les microstructures générées pour les deux aciers faiblement alliés 35NCD16 et 25CD4. Ce tableau indique les caractéristiques microstructurales pour chacune des microstructures générées conduisant à un nombre total d'échantillons de 23.

Aciers	Types de microstructures	Caractéristiques microstructurales	Nombre d'échantillons générés
35NCD16	Martensitique trempée		1
	Martensitique revenue	<b>Niveaux d'adoucissement de la martensite trempée</b>	5
25CD4	Martensitique trempée	<b>Taille des anciens grains d'austénite</b>	3
	Martensitique revenue	<b>Niveaux d'adoucissement de la martensite trempée</b>	3
	Dual-phase	<b>Morphologies des colonies de martensite pour des mêmes proportions des phases</b>	10
		<b>Fractions volumiques en ferrite et martensite pour une même morphologie des colonies de martensite</b>	
Multi-phase		1	

Tableau II-3: Tableau récapitulatif des microstructures générées en fonction des aciers 35NCD16 et 25CD4

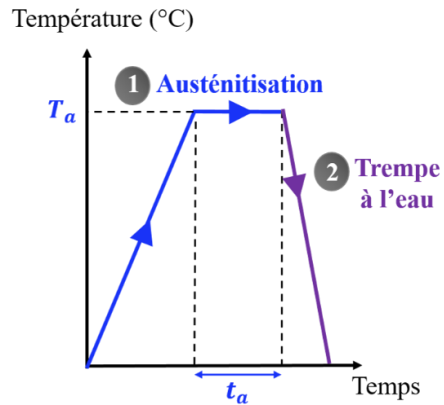
Par la suite, les procédures d'obtention et de caractérisation de ces différents types de microstructures sont présentées. Ces microstructures sont analysées au microscope électronique à balayage et par des mesures de macro-duretés. La description des techniques expérimentales utilisées ainsi que les préparations de surfaces requises pour chaque échantillon sont décrites dans l'Annexe A. Les microstructures générées sont présentées selon l'ordre suivant :

- Microstructures martensitiques trempées,
- Microstructures martensitiques revenues,
- Microstructures dual-phase composée de ferrite et de martensite,
- Microstructure multi-phase composée de ferrite, de martensite et de bainite.

### 3. Microstructures martensitiques trempées

#### 3.1 Introduction

Dans l'industrie, des pièces en acier avec une microstructure martensitique sont fréquemment utilisées en raison de la dureté élevée conférée au matériau. En effet, cette microstructure martensitique attribue à l'acier de bonnes propriétés mécaniques. Les microstructures martensitiques sont obtenues à partir d'un traitement thermique d'austénitisation suivie par un refroidissement rapide par trempé comme représenté dans la Figure II-3. Ce cycle de traitement thermique est appliqué aux deux aciers 35NCD16 et 25CD4.



Ou:  $T_a$  = Température d'austénitisation  
 $t_a$  = Temps de maintien d'austénitisation

Figure II-3: Représentation schématique du cycle de traitements thermiques pour générer une microstructure martensitique trempée

#### 3.2 Description des traitements thermiques

##### 3.2.1 Austénitisation

Le traitement thermique d'austénitisation vise la mise en solution de l'ensemble du carbone présent dans l'alliage. Comme indiqué sur la Figure II-4, la solubilité du carbone dans la phase ferritique est de 0,0218% alors que la solubilité du carbone dans la phase austénitique est de 2%. Ainsi, la remise en solution du carbone est permise lors de la formation de l'austénite  $\gamma$  en augmentant la température. Ainsi, le traitement thermique d'austénitisation se caractérise par une montée en température dans le domaine de l'austénite  $\gamma$  suivie par un maintien isotherme.

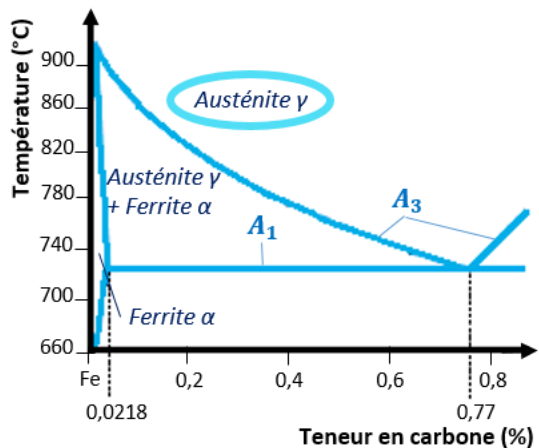


Figure II-4: Portion du diagramme de phases de l'alliage binaire Fer-Carbone [Met, 1973] complétée à partir des travaux de Mehl et al. [Mehl, 1937]

Pour permettre la transformation austénitique, la température de l'échantillon doit être élevée à une température  $T_a$  supérieure à la température de transformation  $A_3$ . Comme indiqué dans la Figure II-4,  $A_3$  correspond à la température de transformation située à la frontière entre le domaine constitué uniquement d'austénite  $\gamma$  et le domaine constitué d'austénite  $\gamma$  et de ferrite  $\alpha$  [Barralis, 1992]. De plus, cette température de transformation  $A_3$  est étroitement liée à la teneur en carbone de l'alliage ferreux considéré. Généralement, pour un alliage donné, la température d'austénitisation  $T_a$  associée est choisie de manière à être égale à  $A_3 + (25 \text{ à } 50^\circ\text{C})$ . Puis, pour une température d'austénitisation  $T_a$

donnée, l'échantillon doit être maintenu pour une durée  $t_a$  suffisante permettant la dissolution totale des carbures et une bonne homogénéisation des grains d'austénite. En revanche, la durée  $t_a$  du traitement thermique d'austénitisation ne doit pas être trop importante pour ne pas engendrer un grossissement trop important des grains d'austénite pouvant détériorer les propriétés mécaniques finales du matériau [Economopoulos, 1967].

### 3.2.2 Refroidissement par trempe à l'eau

Après l'austénitisation, l'acier est refroidi brutalement par une trempe à l'eau conduisant à une transformation martensitique permettant de conserver le carbone contenu en solution. Il s'agit d'une transformation qualifiée d'hors équilibre générant la phase martensitique  $\alpha'$  métastable. En effet, cette dernière transformation ne permet pas au carbone de diffuser se retrouvant ainsi piégé dans la maille. Dans le cas des aciers au carbone et faiblement alliés comme traités ici, la martensite formée est qualifiée de solution sursaturée en carbone.

En partant d'une structure cubique à face centrée, l'austénite  $\gamma$  se déforme pour générer de la martensite présentant une structure quadratique centrée. Cette distorsion importante cause des contraintes résiduelles importantes.

Par conséquent, un durcissement important et une haute fragilité de la martensite sont induits en raison du haut niveau de dislocations et de la déformation de la maille comme indiqué dans Figure II-5. A noter que la teneur en carbone impacte la dureté de la martensite.

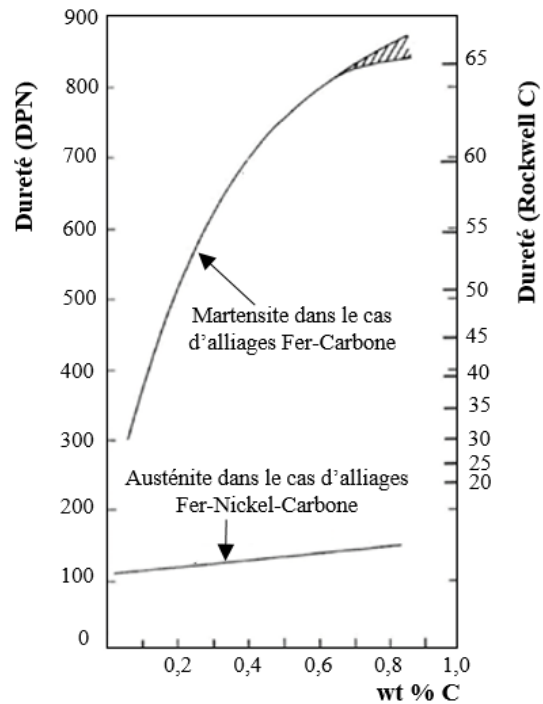


Figure II-5: Evolution de la dureté de la martensite et de l'austénite en fonction de la teneur en carbone [Winchell, 1962]

### 3.2.3 Choix des temps et températures d'austénitisation

Les choix des durées  $t_a$  et des températures  $T_a$  d'austénitisation sont effectués en se basant sur les diagrammes TRC associés aux aciers 35NCD16 et 25CD4 de la Figure II-1 et de la Figure II-2 respectivement. Ces diagrammes permettent de décrire les transformations de l'austénite en fonction des temps de refroidissement suite à une austénitisation pour une température  $T_a$  donnée et une durée  $t_a$  donnée. Afin de pouvoir décrire les transformations métallurgiques à partir de ces diagrammes, ces deux aciers sont soumis à des austénitisations réalisées dans les mêmes conditions. Ainsi, l'acier 35NCD16 est soumis à une austénitisation à 850°C (pendant 30 minutes) et l'acier 25CD4 est soumis



à une austénitisation à 900°C (pendant 30 minutes). Le Tableau II-4 répertorie ces paramètres d'austénitisation dans le cas de l'échantillon m1 (pour l'acier 35NCD16) et dans le cas de l'échantillon M1 (pour l'acier 25CD4). Ces différentes températures d'austénitisation  $T_a$  s'expliquent par des températures de transformation  $A_3$  qui diffèrent pour ces deux aciers en raison des différents teneurs en carbone. Pour ces deux aciers, suite à une austénitisation puis un refroidissement brutal par une trempe, les diagrammes TRC associés prédisent la formation d'une microstructure martensitique trempée avec probablement une faible teneur en austénite résiduelle.

De plus, dans le cas de l'acier 25CD4, le cycle de traitement thermique est ajusté dans le but de faire varier la taille des grains d'austénite formés lors de l'austénitisation. En effet, la taille de ces anciens grains d'austénite présente une réelle importance sur les transformations métallurgiques lors du refroidissement rapide par trempe et également sur les propriétés mécaniques finales. Comme indiqué dans le Tableau II-4, le traitement thermique d'austénitisation est adapté en utilisant différentes durées  $t_a$  et/ ou températures  $T_a$  dans le but de faire varier la taille des anciens grains d'austénite. Ainsi, trois échantillons (M1, M2 et M3) sont générés.

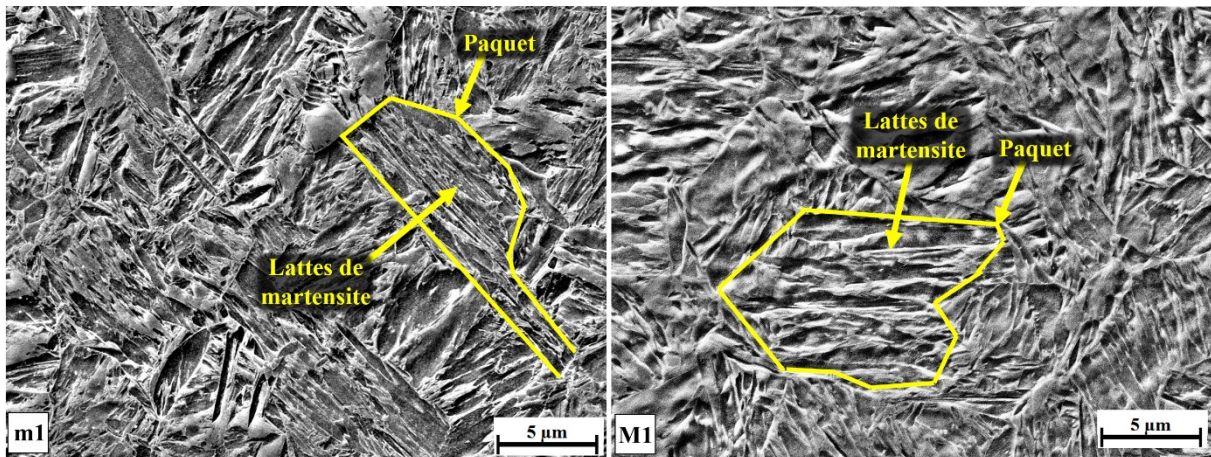
Aciers	Echantillons	Température d'austénitisation $T_a$ (°C)	Durée d'austénitisation $t_a$
35NCD16	m1	850°C	30 minutes
25CD4	M1	900°C	30 minutes
	M2	900°C	6 heures
	M3	1100°C	2 heures

*Tableau II-4: Températures et durées d'austénitisation pour les deux aciers 35NCD16 et 25CD4*

### 3.3 Caractérisation des microstructures et des macro-duretés

Dans un premier temps, la Figure II-6 présente les micrographies des microstructures et les macro-duretés des échantillons m1 et M1 dans le cas des deux aciers. Ces micrographies présentent des microstructures composées de martensite trempée sous la forme de lattes grossièrement parallèles regroupées en paquets. Cette forme de latte de la martensite est caractéristique des aciers avec une teneur en carbone inférieure à 0,6%. En effet, la morphologie de la martensite dépend de la teneur en carbone de l'acier [Krauss, 1967]. Pour des teneurs en carbone plus élevées ( $C > 1\%$ ), la martensite se présente sous la forme de plaquette tandis qu'entre ces deux domaines, une zone mixte existe [Krauss, 1999].





(a) Acier 35NCD16 avec une macrodureté de  $591 \pm 18 H_{V10}$  (b) Acier 25CD4 avec une macrodureté de  $564 \pm 14 H_{V10}$

Figure II-6: Micrographies MEB-FEG des microstructures martensitiques trempées dans le cas des aciers (a) 35NCD16 et (b) 25CD4

Lors de la transformation martensitique, il est montré que les grains d'austénite sont divisés en paquets eux-mêmes divisés en blocks dans lesquels les lattes sont regroupées comme représentées dans la Figure II-7 [Morito, 2003]. De plus, Constant *et al.* [Constant, 1992] ont montré que la teneur en austénite résiduelle dépend du taux de carbone dissous dans l'austénite et donc de l'acier en regroupant les résultats de Roberts [Roberts, 1953] et de Cohen [Cohen, 1949] comme montré dans la Figure II-8 [Constant, 1992]. A partir de cette dernière, pour un acier présentant 0,4% de carbone, la teneur en austénite résiduelle est inférieure à 4%. Ainsi, sur les micrographies des aciers 25CD4 et 35NCD16 dans la Figure II-6, il est difficile de distinguer l'austénite résiduelle dont la teneur doit être inférieure à 4% en raison de la faible teneur en carbone.

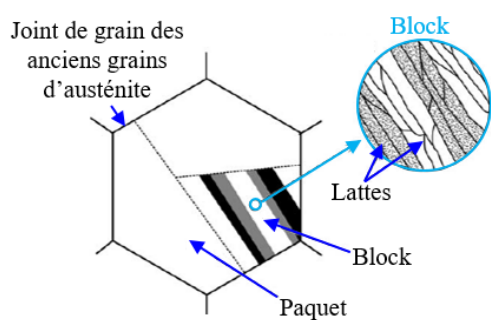


Figure II-7: Représentation schématique de la martensite sous forme de lattes pour des aciers avec des teneurs en carbone inférieures à 0,6% [Morito, 2003]

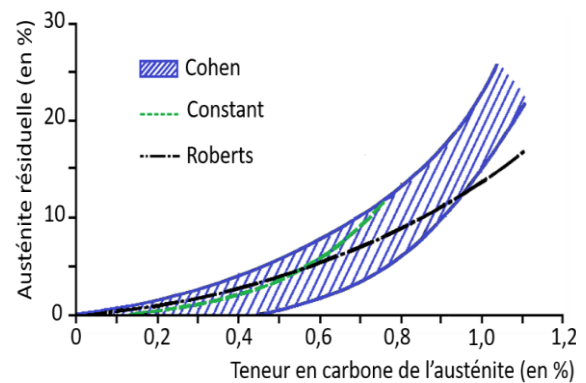


Figure II-8: Evolution de teneur en austénite résiduelle en fonction de la teneur en carbone [Constant, 1992]

A partir d’analyses EBSD dans le cas de l’acier 35NCD16, la teneur en austénite  $\gamma$  résiduelle est estimée à 2,2% comme indiqué dans la Figure II-9. La technique d’EBSD ainsi que la procédure de préparation de surface déployée sont présentées dans l’Annexe A. Etant donné que l’acier 25CD4 présente une teneur en carbone inférieure à celle de l’acier 35NCD16, la teneur en austénite résiduelle doit être probablement inférieure à celle de l’acier 35NCD16 [Constant, 1992].

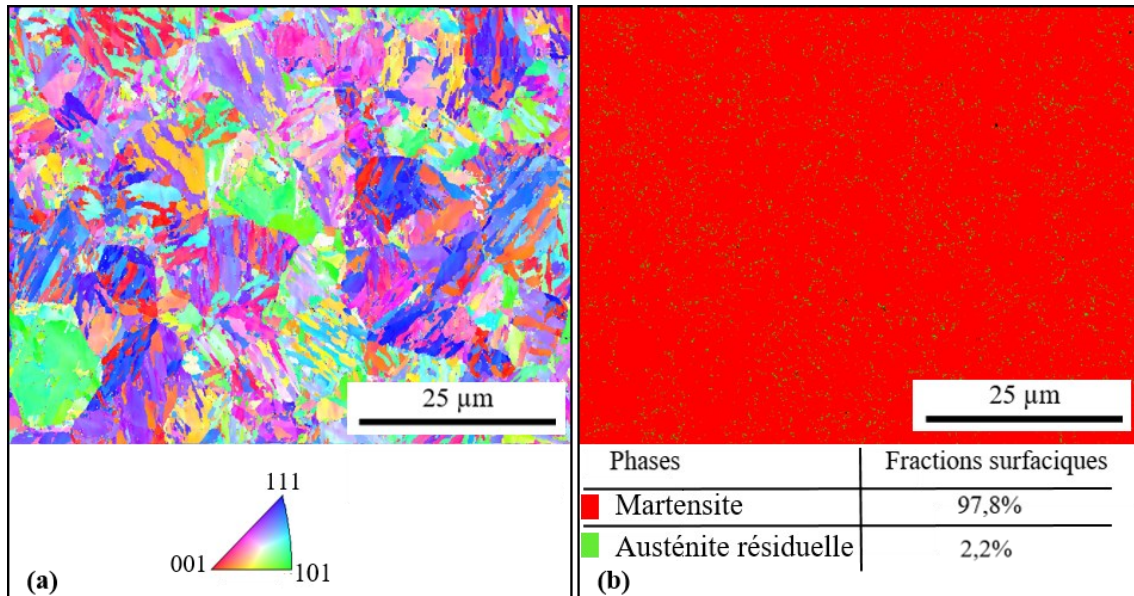


Figure II-9: Cartographies EBSD de (a) figure de pôles inverses (IPF) et (b) de la répartition des phases la microstructure martensitique trempée M1 dans le cas de l’acier 35NCD16

De plus, comme montré dans la Figure II-6, l’échantillon m1 présente une macro-dureté supérieure par rapport à celle de l’échantillon M1 probablement en raison de la teneur en carbone supérieure de l’acier 35NCD16 par rapport à celle de l’acier 25CD4. Cette relation est ainsi en accord avec les travaux de Winchell and Cohen [Winchell, 1962] qui soulignent l’effet de la teneur en carbone sur la dureté de la martensite et de l’austénite impactant ainsi la macro-dureté du matériau.

Dans un second temps, la Figure II-10 présente les micrographies des microstructures et des valeurs de macro-duretés des échantillons M1, M2 et M3 dans le cas de l’acier 25CD4. Ainsi, ces micrographes présentent trois microstructures martensitiques trempées composées de lattes regroupées en paquets délimités par les joints des anciens grains d’austénite formés lors de l’austénitisation. Lors de la transformation martensitique, la croissance des lattes est restreinte par les joints de grains d’austénite formés lors de l’austénitisation. De plus, à mesure que la taille des anciens grains d’austénite diminue de l’échantillon M3 à M1 en passant par M2, il est noté que la macro-dureté de la microstructure martensitique trempée augmente. En effet, à mesure que la taille des anciens grains d’austénite augmente, les tailles des paquets et des blocks aussi augmentent tandis que les largeurs des lattes sont supposées ne pas être affectées [Morito, 2005]. Ainsi, la taille des anciens grains d’austénite augmente suite à une augmentation du temps et/ou de la température de l’austénitisation [Rajasekhar,



2009], [Lee, 2008]. Même si l'échantillon M3 est obtenu pour une durée d'austénitisation  $t_a$  qui est inférieure à celle de l'échantillon M2, l'utilisation d'une température d'austénitisation  $T_a$  plus élevée induit une augmentation de la taille des anciens grains d'austénite. Ainsi, comme montré dans la littérature [Pawlak, 2016], la macro-dureté et donc la taille des anciens grains d'austénite sont plus impactées par la température d'austénitisation  $T_a$  que par la durée d'austénitisation  $t_a$ . De plus, en augmentant la température d'austénitisation  $T_a$ , on augmenterait la fraction volumique d'austénite résiduelle [16]. Toutefois, on n'a pas pu distinguer l'austénite résiduelle dans ces micrographies.

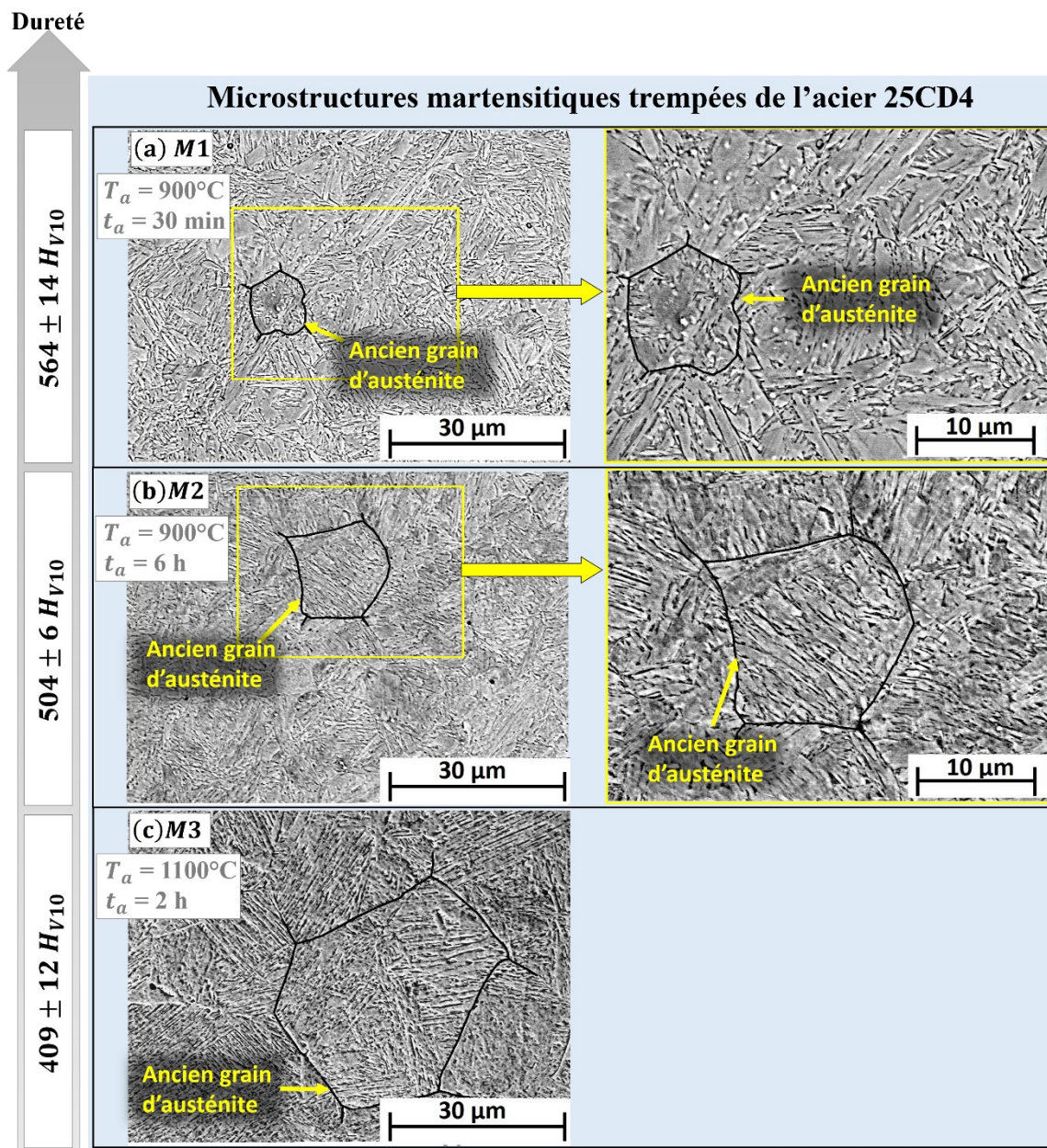


Figure II-10: Micrographies MEB-FEG des microstructures martensitiques trempées obtenues pour les échantillons (a) M1, (b) M2 et (c) M3

## 4. Microstructures martensitiques revenues

### 4.1 Introduction

Les microstructures martensitiques trempées se caractérisent par une grande dureté mais également une haute fragilité. Pour cela, le traitement thermique de revenu est mis en place dans le but d'améliorer les propriétés mécaniques des pièces précédemment trempées en relaxant les contraintes internes et en augmentant la ductilité [Thomas, 2002]. En effet, lors d'une trempe, les transformations des phases ainsi que les écarts de température dans les pièces entraînent des déformations non uniformes à l'origine de contraintes résiduelles. Ainsi, le traitement thermique de revenu permet de générer une microstructure martensitique revenue. Pour cela, le traitement thermique de revenu survient après une austénitisation achevée par un refroidissement rapide par trempe à l'eau comme décrit dans la Figure II-11. Le revenu s'effectue en maintenant l'acier à une température  $T_r$  pour une durée de maintien  $t_r$  se terminant par un refroidissement à l'air. Ce cycle de traitement thermique est appliqué aux deux aciers 35NCD16 et 25CD4.

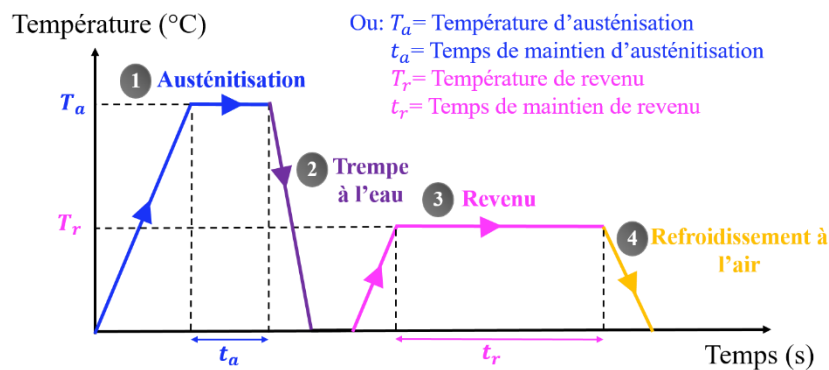


Figure II-11: Représentation schématique du cycle de traitements thermiques permettant de générer une microstructure martensitique revenue

### 4.2 Description des traitements thermiques

#### 4.2.1 Revenu

La réalisation d'un revenu sur un acier avec une microstructure martensitique trempée conduit à un retour vers un état thermodynamiquement stable permis par la diffusion du carbone. Ainsi, le revenu engendre un adoucissement de la martensite trempée à l'origine de la chute de la macro-dureté finale de l'acier. De plus, les choix de la température  $T_r$  et de la durée  $t_r$  de revenu ont une incidence directe sur les propriétés microstructurales et donc sur les propriétés mécaniques finales de l'acier. Pour une même durée  $t_r$ , différents travaux [Krauss, 1999], [Speich, 1972], [Baltazar Hernandez, 2011], [Sarıkaya, 1983], [Caron, 1972] montrent que l'augmentation de la température de revenu  $T_r$  entraînent les différentes transformations suivantes :

- Pour des températures  $T_r$  allant de 250°C à 500°C, la martensite trempée s'appauvrit en carbone entraînant la précipitation de carbures de transitions.
- Pour des températures  $T_r$  allant de 200°C à 350°C, l'austénite résiduelle se transforme en ferrite et en cémentite.
- Pour des températures  $T_r$  supérieures à 250°C, les carbures de transition  $\epsilon$  se dissolvent suite à la croissance de particules de cémentite au niveau de l'interface entre la matrice et ces carbures.
- Pour des températures  $T_r$  allant de 300°C à 700°C, les particules de cémentite, situées au niveau des anciens joints de grains d'austénite et des interfaces entre les lattes, croissent et coalescent jusqu'à devenir sphériques.
- Pour des températures  $T_r$  allant de 250°C à 700°C, la martensite se transforme progressivement en ferrite sous la forme de grains équiaxes.
- Pour des températures  $T_r$  allant de 500°C à  $A_1$ , les carbures s'enrichissent en éléments d'alliage dans le cas d'aciers avec des éléments carburigènes.

#### 4.2.2 Refroidissement à l'air

Au cours du revenu, pour une même durée  $t_r$ , il est montré dans la littérature [Holzapfel, 1998] que l'augmentation de la température  $T_r$  de revenu permet de diminuer le niveau de contraintes résiduelles. A la suite du traitement thermique de revenu, un refroidissement lent à l'air est réalisé dans le but d'éviter la génération de contraintes résiduelles supplémentaires.

#### 4.2.3 Choix des temps et températures de revenus

Le Tableau II-5 présente les paramètres de traitements thermiques utilisés pour les deux aciers.

Aciers	Echantillons	Austénitisation		Revenu	
		Température $T_a$	Durée $t_a$	Température $T_r$	Durée $t_r$
35NCD16	r1	850 °C	30 minutes	200 °C	2 heures
	r2			300 °C	
	r3			400 °C	
	r4			500 °C	
	r6			600 °C	
25CD4	R1	900°C	30 minutes	200 °C	2 heures
	R2			400 °C	
	R3			600 °C	

Tableau II-5: Températures et durées d'austénitisation et de revenu pour les deux aciers 35NCD16 et 25CD4

Dans un premier temps, les deux aciers subissent une austénitisation réalisée dans les mêmes conditions que celles des échantillons m1 et M1. Dans un second temps, pour une durée  $t_r$  fixe de 2 h, des revenus sont réalisés pour des températures  $T_r$  allant de 200°C à 600°C dans le but de générer une variation du niveau d'adoucissement de la martensite trempée entraînant une variation de la macro-dureté.

### 4.3 Caractérisation des microstructures et des macro-duretés

La Figure II-12 montre l'évolution de la macro-dureté en fonction de la température de revenu des différentes microstructures revenues pour les deux aciers. Les échantillons trempés (m1 et M1) présentent les macro-duretés les plus élevées avec  $591 \pm 18 H_V$  pour l'acier 35NCD16 et  $564 \pm 14 H_V$  pour l'acier 25CD4.

Puis, la réalisation d'un revenu pour des températures allant de 200°C à 600°C conduit à une diminution de la macro-dureté pour ces deux aciers. Cet effet de la température de revenu sur la macro-dureté est également remarqué dans le cas des aciers à faible teneur en carbone et alliés dans les travaux de Singh *et al.* [Singh, 2015] et de Leskov *et al.* [Leskovsek, 2006]. De plus, quelle que soit la température de revenu, l'acier 25CD4 présente une macro-dureté plus faible que celle de l'acier 35NCD16 en raison probablement d'une teneur en carbone plus faible. Pour obtenir une meilleure compréhension de l'effet de la température de revenu sur la macro-dureté, l'analyse des microstructures associées est réalisée.

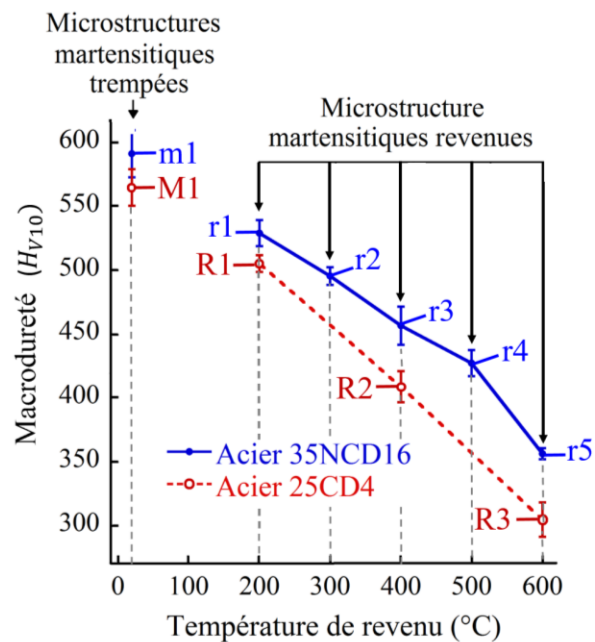


Figure II-12: Evolution de la macro-dureté en fonction de la température de revenu dans le cas des deux aciers 35NCD16 et 25CD4

La Figure II-13 montre les micrographies des microstructures obtenues. Pour ces deux aciers, ces microstructures peuvent être classées en trois différentes catégories :

- La première catégorie se compose de l'échantillon trempé et de l'échantillon revenu à 200°C (échantillons m1, r1, M1 et R1). Les lattes de martensites se distinguent aisément dans ces microstructures. La chute de macro-dureté entre l'échantillon revenu à 200°C par rapport à l'échantillon trempé provient probablement de l'appauvrissement de la martensite en carbone

qui entraîne un adoucissement de la matrice martensitique comme indiqué dans différents travaux [Krauss, 1999], [Baltazar, 2011].

- La deuxième catégorie comprend les échantillons revenus à 300°C, 400°C et à 500°C pour l'acier 35NCD16 (échantillons r2, r3, r4) et à l'échantillon revenu à 400°C pour l'acier 25CD4 (échantillon R2). Ces microstructures révèlent des lattes de martensite avec des particules correspondant probablement à de la cémentite  $Fe_3C$ , comme indiqué dans la littérature, qui sont absents dans les microstructures de la première catégorie. La diminution de la macro-dureté pourrait s'expliquer par différentes transformations décrites dans la littérature. Premièrement, l'austénite résiduelle se transforme en ferrite  $\alpha$  et en cémentite  $Fe_3C$  [Sarıkaya, 1983]. Néanmoins, la teneur en austénite résiduelle formée est directement liée à la teneur en carbone de l'acier. Similairement aux deux aciers étudiés, dans le cas d'aciers à faible teneur en carbone restant inférieure à 0,4%, la teneur en austénite résiduelle est considérée comme très faible. De plus, des particules de cémentite croissent et coalescent et la martensite se décompose progressivement en ferrite  $\alpha$  [Speich, 1972].
  
- La troisième catégorie se compose des échantillons revenus à 600°C (échantillon r5 et R3). La diminution significative de la dureté par rapport à la deuxième catégorie de microstructures est probablement due à la sphéroïdisation des particules de cémentite  $Fe_3C$  et à la disparition des joints de grains des lattes de martensite conduisant à la recristallisation. Les microstructures associées montrent des grains équiaxes avec probablement des particules coalescées  $Fe_3C$  situées au niveau les joints de grains [Speich, 1972], [Caron, 1972]. En outre, pour des revenus effectués pour des températures situées entre 500°C à  $A_1$ , les éléments carburigènes présents (Cr et Mo) peuvent contribuer à la génération de carbures enrichis en éléments d'alliage ou augmenter la quantité d'éléments alliés dans la cémentite formée [Speich, 1972].



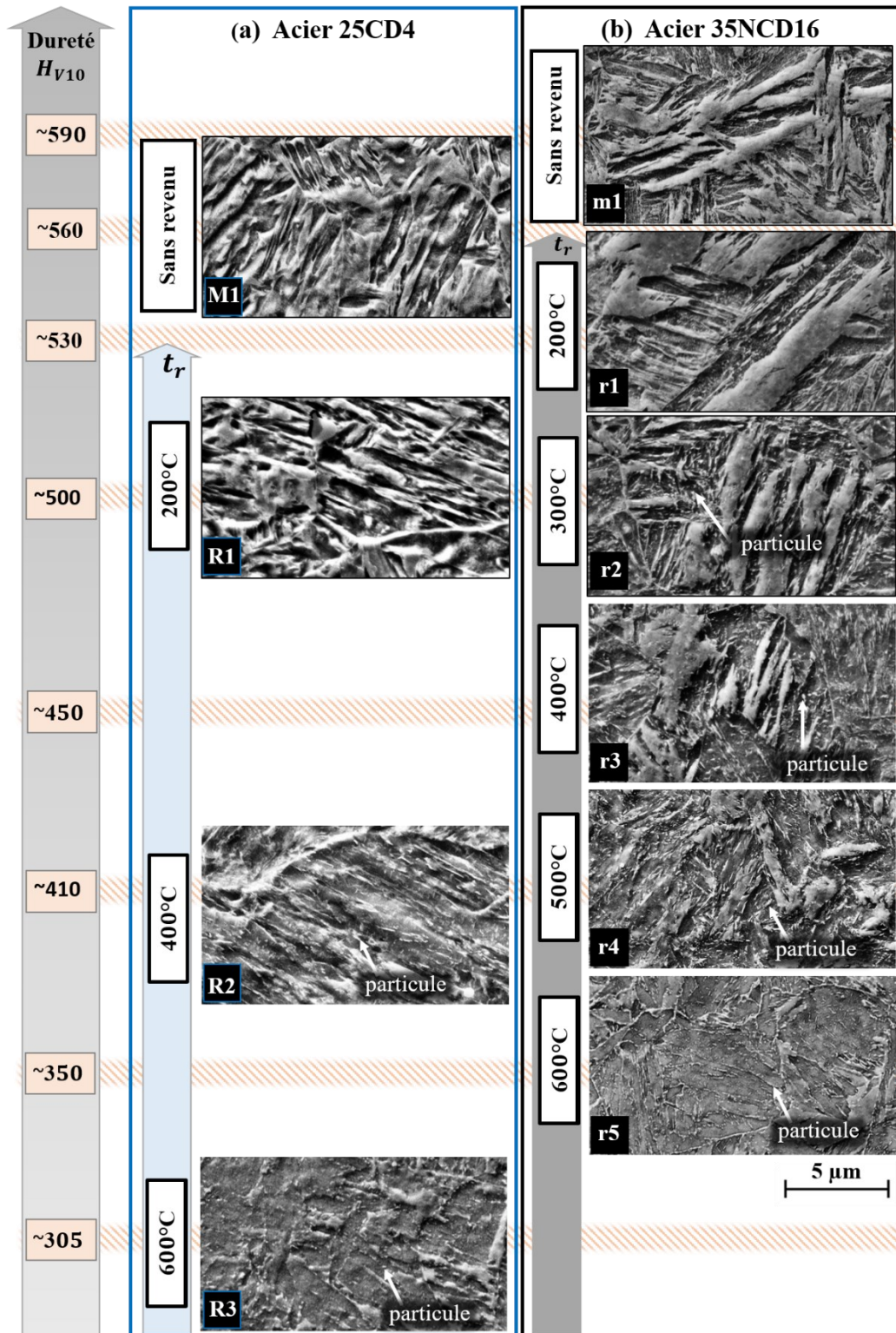


Figure II-13: Micrographies MEB-FEG des microstructures martensitiques trempées et revenues pour les aciers (a) 25CD4 et (b) 35NCD16



## 5. Microstructures de type dual-phase

### 5.1 Introduction

Les aciers dual-phase présentent d'intéressantes propriétés mécaniques en raison du caractère composite de ces structures caractérisées par un mélange de deux phases. Dans ce manuscrit, ces dernières sont composées d'une matrice ductile en ferrite  $\alpha$  et d'ilots durs de martensite  $\alpha'$  comme représentés dans la Figure II-14.

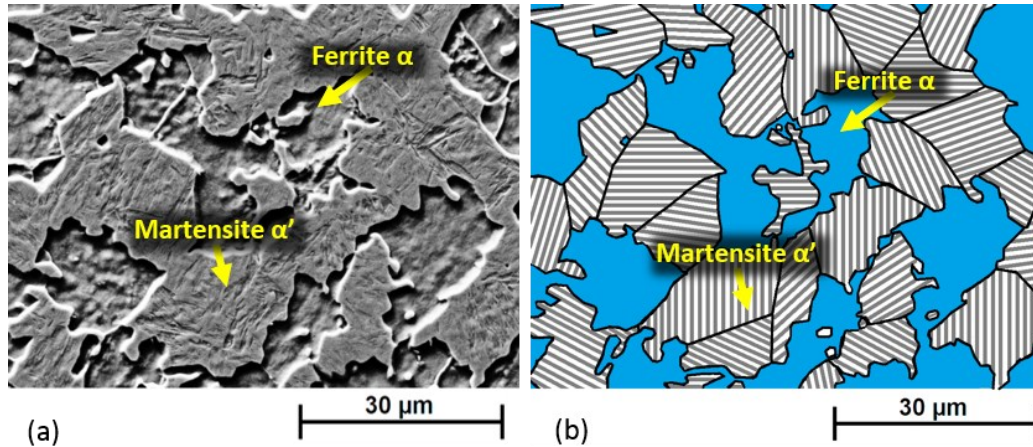


Figure II-14: a) Micrographies MEB-FEG et (b) schématisation de la microstructure d'un acier avec une microstructure dual-phase composée de ferrite  $\alpha$  et de martensite  $\alpha'$

Les microstructures dual-phase composées de ferrite  $\alpha$  et de martensite  $\alpha'$  s'obtiennent à partir du cycle de traitement thermique présenté dans la Figure II-15. Pour cela, à partir d'une microstructure donnée, un maintien isotherme à une température précise permet de transformer cette microstructure en un mélange de ferrite  $\alpha$  et d'austénite  $\gamma$ . Finalement, le refroidissement brutal par trempe à l'eau conduit à la transformation de l'austénite  $\gamma$  en martensite  $\alpha'$  tandis que la ferrite  $\alpha$  reste inchangée.

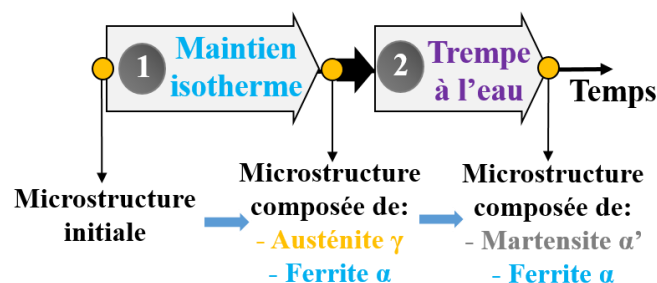


Figure II-15: Représentation schématique du cycle de traitements thermiques permettant de générer une microstructure dual-phase composée de ferrite et de martensite

## 5.2 Choix des caractéristiques microstructurales variées

Le comportement mécanique et donc le comportement tribologique des aciers dual-phase sont étroitement liés aux caractéristiques microstructurales telles que les fractions volumiques, les morphologies et les propriétés mécaniques de la ferrite et de la martensite [Kim, 1981], [Xu, 2016a]. L'acier 25CD4 permet ainsi de développer ce type de microstructure avec des caractéristiques microstructurales variées en termes de morphologies et/ou de fractions volumiques des phases en présence. Pour cela, trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies des phases et pour des macro-duretés similaires sont générées. Pour chacune de ces microstructures dual-phase pour une morphologie de phase donnée, les fractions volumiques en ferrite et martensite sont variées impactant la macro-dureté de l'acier.

En lien avec l'objectif mentionné dans la section 2.1.1, les choix des macro-duretés reposent sur une volonté de générer des microstructures dual-phase mais également d'autres types de microstructures pour des macro-duretés similaires. En effet, comme récapitulé dans le Tableau II-6, pour des microstructures martensitiques trempées et des microstructures martensitiques revenues, des échantillons avec des macro-duretés proches des trois macro-duretés de  $\sim 505H_V$ ,  $\sim 409H_V$  et  $\sim 304H_V$  sont générés et caractérisés dans les sections 3.3. et 4.3. Ainsi, ces trois macro-duretés sont ciblées pour le développement des microstructures dual-phase.

Macro-duretés	Microstructures martensitiques trempées (présentées dans la section 3.3)	Microstructures martensitiques revenues (présentées dans la section 4.3)
$\sim 505H_{V10}$		Echantillon R1
$\sim 409H_{V10}$	Echantillon M2	Echantillon R2
$\sim 304H_{V10}$	Echantillon M3	Echantillon R3

*Tableau II-6: Tableau récapitulatif des échantillons générés pour des macro-duretés similaires dans le cas de microstructures martensitiques trempées et de microstructures martensitiques revenues pour l'acier 25CD4*

## 5.3 Variation des morphologies de colonies de martensite

### 5.3.1 Description des traitements thermiques

Dans un premier temps, à partir de trois microstructures initiales différentes, le cycle de traitements thermiques présenté dans la Figure II-15 est réalisé. Ainsi, trois microstructures dual-phases avec différentes morphologies de phases sont générées. En effet, les différentes caractéristiques microstructurales des microstructures initiales, en termes de natures et morphologies des phases et de tailles de grains, impactent directement les transformations métallographiques mises en jeu lors du maintien isotherme [Kim, 1981], [Xu, 2016a], [Cai, 1985]. Ainsi, la génération de trois microstructures dual-phases avec différentes morphologies des phases (n°1 (DP1), n°2 (DP2) et n°3

(DP3)) se fait par le biais des trois différents cycles de traitements thermiques présentés dans la Figure II-16. Pour la suite, on parlera plus particulièrement de la morphologie des colonies de martensite.

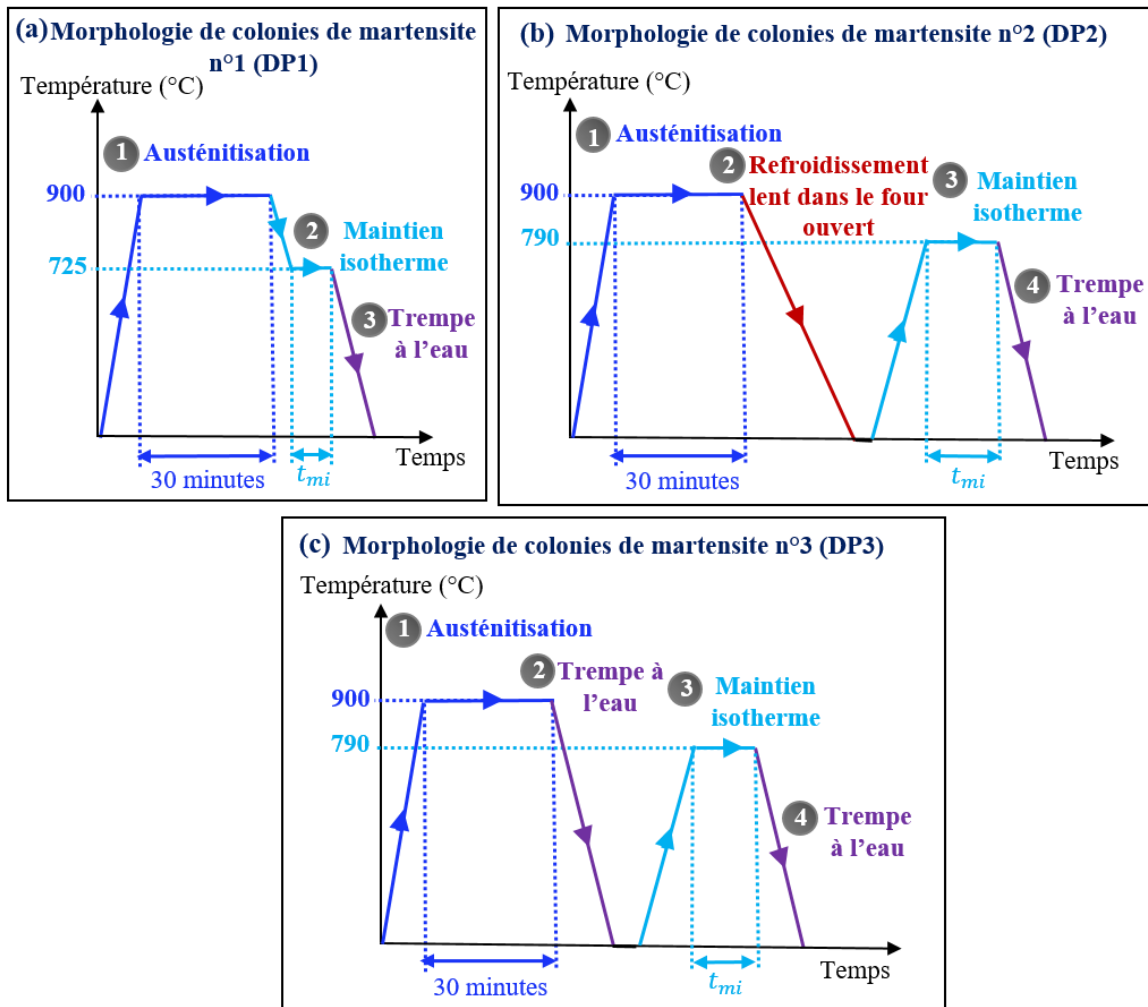


Figure II-16: Représentations schématiques des cycles de traitements thermiques réalisés permettant de générer des microstructures dual-phase avec les morphologies de colonies de martensite (a) n°1, (b) n°2 et (c) n°3

Les différentes microstructures initiales sont obtenues lors de l'étape 1 du cycle générant la microstructure dual-phase avec la morphologie n°1 (DP1) et lors des étapes 3 et 4 des cycles générant les microstructures dual-phase avec les morphologies n°2 (DP2) et n°3 (DP3). De plus, à partir de ces différentes microstructures initiales, les températures associées de maintien isotherme sont sélectionnées de manière à pouvoir générer une microstructure composée d'austénite  $\gamma$  et de ferrite  $\alpha$  lors du maintien isotherme. Puis, les choix des durées associées de maintien isotherme  $t_{mi}$  reposent sur une volonté de générer des microstructures dual-phase pour une même macro-dureté proche de  $409H_{v10}$ . Ainsi, le Tableau II-7 répertorie ces durées de maintien isotherme  $t_{mi}$  en fonction des trois échantillons générés (DP1b, DP2b et DP3b) pour différentes morphologies de colonie de martensite (n°1 (DP1), n°2 (DP2) et n°3 (DP3)) et pour la même macro-dureté de  $409H_{v10}$ . Les explications des

choix des températures et durées  $t_{mi}$  de maintien isotherme pour ces trois échantillons sont présentées par la suite :

Morphologies des colonies de martensite	Echantillons	Durée de maintien isotherme $t_{min}$
n°1 (DP1)	DP1b	3min
n°2 (DP2)	DP2b	17 min
n°3 (DP3)	DP3b	12min45

*Tableau II-7: Durées de maintien isotherme  $t_{min}$  conduisant à la génération de trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies des colonies de martensite pour une macro-dureté de 409  $H_v$*

### ➤ Cas de l'échantillon DP1b

La microstructure dual-phase avec la morphologie de colonies de martensite n°1 (DP1) est obtenue en effectuant un traitement thermique de trempe étagée comme indiqué dans la Figure II-16(a). Ce traitement thermique débute par une austénitisation à 900°C (pendant 30 minutes) suivie par un maintien isotherme à 725°C (pendant 3 minutes) et se termine par un refroidissement rapide par trempe à l'eau.

Les choix de la température et de la durée du maintien isotherme se basent sur le diagramme TTT (Figure II-17) associé à cet acier. Comme indiqué dans ce diagramme, en partant du domaine (A) composé d'austénite  $\gamma$  suite à une austénitisation, le maintien isotherme réalisé vise à atteindre le domaine (A+F) composé d'austénite  $\gamma$  (A) et de ferrite  $\alpha$  (F). Ainsi, pour une température de maintien isotherme permettant de passer par ce domaine (A+F) telle que 725°C, la durée  $t_{mi}$  associée ne doit pas être trop courte pour permettre d'initier la transformation de l'austénite  $\gamma$  en ferrite  $\alpha$  et ne doit pas être trop longue pour éviter de générer la transformation de l'austénite  $\gamma$  en perlite en atteignant le domaine (A + F + C). La perlite (F+C) est composée de ferrite  $\alpha$  (F) et de cémentite  $Fe_3C$  (C). Finalement, ce maintien isotherme se termine par une trempe à l'eau conduisant à transformer l'austénite  $\gamma$  (A) en martensite  $\alpha'$  (M) alors que la ferrite  $\alpha$  (F) reste inchangée. Ainsi, la durée de maintien isotherme  $t_{mi}$  est sélectionnée parmi l'intervalle de durées précédemment définie et de manière à obtenir un échantillon (DP1b) pour une macro-dureté de 410  $H_v$ .

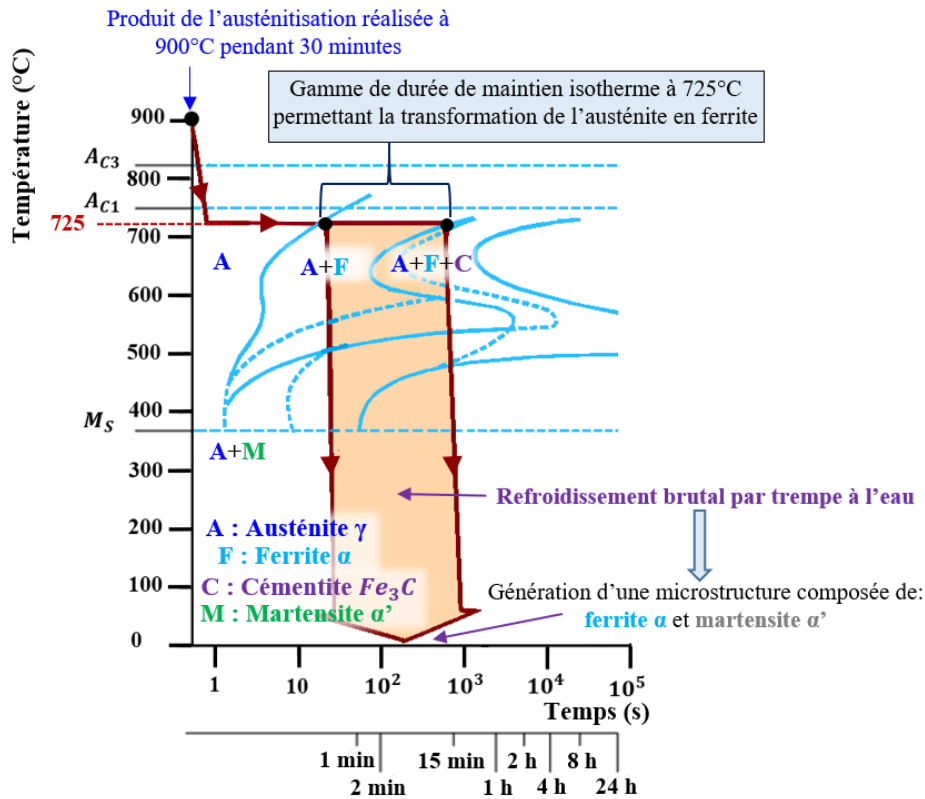


Figure II-17: Diagramme TTT de l'acier 25CD4 décrivant la gamme des durées de maintien isotherme à la température de 725°C permettant de générer la microstructure Dual-Phase n°1

### ➤ Cas de l'échantillons DP2b et DP3b

La microstructure dual-phase avec la morphologie de colonies de martensite n°2 (DP2) est obtenue en initiant le traitement thermique par une austénitisation à 900°C (pendant 30 minutes) suivie par un refroidissement lent en coupant le four et en l'ouvrant. Puis, l'échantillon subit un maintien isotherme à une température de 790°C (pendant 17 minutes) qui s'achève par un refroidissement rapide par trempe à l'eau comme indiqué dans la Figure II-16(b). La microstructure dual-phase avec la morphologie de colonies de martensite n°3 (DP3) est obtenue en effectuant un traitement thermique de trempe intermédiaire comme indiqué dans la Figure II-16(c). Ce traitement débute par une austénitisation à 900°C pendant 30 minutes, suivie par un refroidissement rapide par trempe à l'eau. Puis, l'échantillon subit un maintien isotherme à 790°C (pendant 12min45) qui s'achève par un refroidissement rapide par trempe à l'eau.

Pour deux microstructures avec les morphologies n°2 (DP2) et N°3 (DP3), étant donné que l'étape précédant le maintien isotherme ne correspond pas à une austénitisation, le choix de la température et de la durée  $t_{mi}$  du maintien isotherme ne peut pas se faire en se basant sur le diagramme TTT comme pour la microstructure dual-phase avec la morphologie n°1 (DP1). Pour cela, le choix de la

température du maintien isotherme se base sur le diagramme d'équilibre fer-carbone comme schématisé dans la Figure II-18.

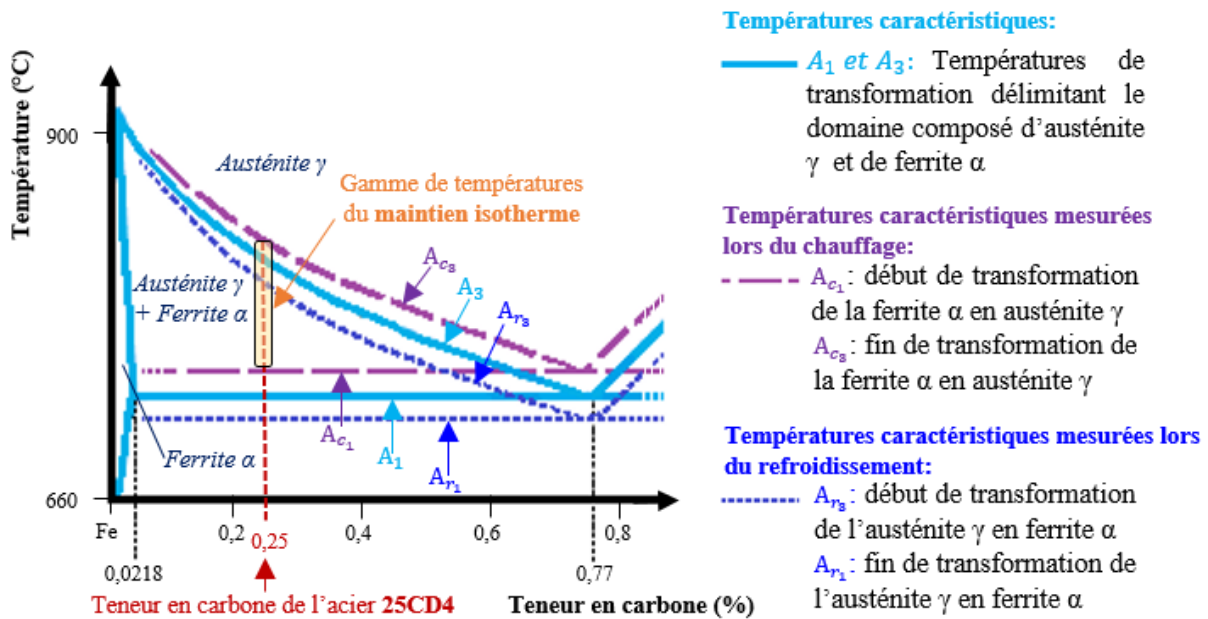


Figure II-18: Détail du diagramme de phases des alliages binaires Fer-Carbone montrant la gamme de températures du maintien isotherme

Ainsi, la température du maintien isotherme doit être comprise entre les températures de transformation  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$  délimitant le domaine composé de ferrite  $\alpha$  et d'austénite  $\gamma$ . Plus particulièrement,  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$  correspondent aux températures de transformation mesurées au cours d'une montée en température comme schématisées dans la Figure II-18. Sachant que les températures  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$  de l'acier 25CD4 sont estimées à 750°C et 820°C respectivement d'après les données fournies par le fournisseur, la température de maintien isotherme de 790°C est choisie parmi cet intervalle. Puis, les durées de maintien isotherme  $t_{mi}$  sont sélectionnées de manière à obtenir des échantillons (DP2b et DP3b) avec une même macro-dureté de 410  $H_V$ .

### 5.3.2 Caractérisation des microstructures et des macro-duretés

Pour les trois différents échantillons DP1b, DP2b et DP3b, les micrographies des microstructures obtenues, les macro-duretés et les fractions volumiques des phases sont présentées dans la Figure II-19. La méthode de détermination des fractions volumiques des phases est présentée dans l'Annexe B.

Ces micrographies montrent des microstructures de type dual-phase avec différentes morphologies des colonies de martensite (n°1 (DP1), n°2 (DP2) et n°3 (DP3)).



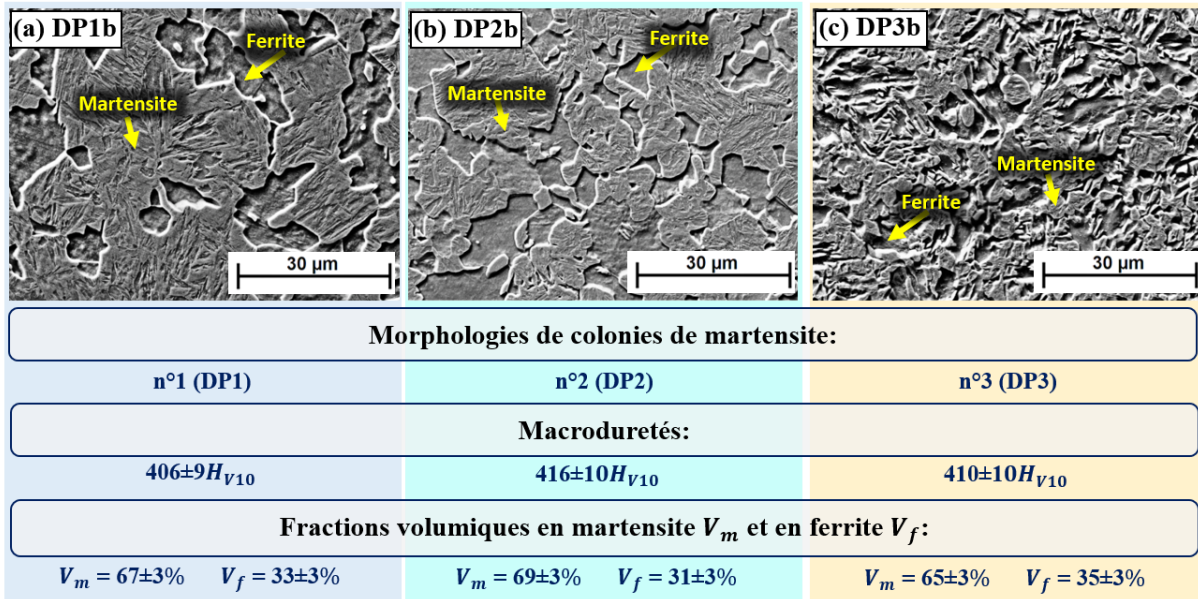


Figure II-19: Micrographies MEB-FEG, macro-duretés et fractions volumiques des phases en présence des microstructures dual-phase (a) DP1b, (b) DP2b et (c) DP3b

### ➤ Morphologie de colonie de martensite n°1 (DP1)

Dans le cas de l'échantillon DP1b (Figure II-19(a)), cette microstructure se compose de **colonies de martensite de forme équiaxe** et de **taille importante** entourée par de la ferrite. Comme schématisé dans la Figure II-20, à partir d'une microstructure austénitique, le traitement thermique de maintien isotherme à 725°C a pour but d'engendrer la nucléation et la croissance de la ferrite  $\alpha$  au niveau des joints de grains d'austénite  $\gamma$ . Enfin, la trempe finale entraîne la transformation de l'austénite  $\gamma$  en martensite  $\alpha'$  et la ferrite  $\alpha$  reste inchangée.

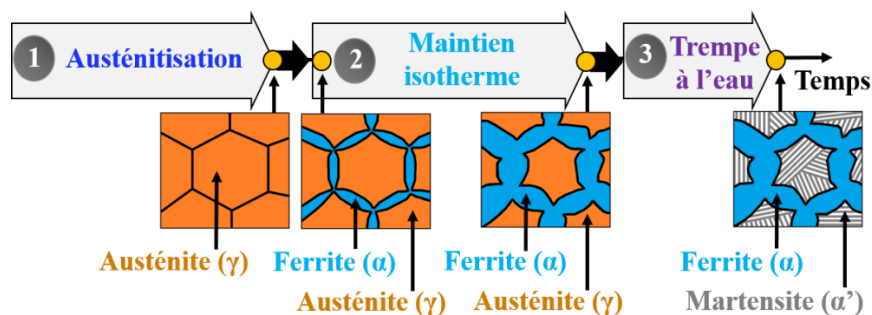


Figure II-20: Représentation schématique des transformations microstructurales mises en jeu lors de la formation de la microstructure dual-phase avec des colonies de martensite de taille importante et de forme équiaxe (Morphologie n°1 (DP1))

### ➤ Morphologie de colonie de martensite n°2 (DP2)

Dans le cas de l'échantillon DP2b (Figure II-19(b)), cette microstructure se compose de **colonies de martensite de forme équiaxe** et de **taille intermédiaire** entourée par de la ferrite. Cette taille de colonies de martensite est inférieure par rapport à celle de la microstructure dual-phase avec la

morphologie des colonies de martensite n°1. Comme schématisé dans la Figure II-21, l'austénitisation achevée par un refroidissement très lent conduit à transformer une microstructure complètement austénitique en une microstructure composée de ferrite hypoeutectoïde et de perlite.

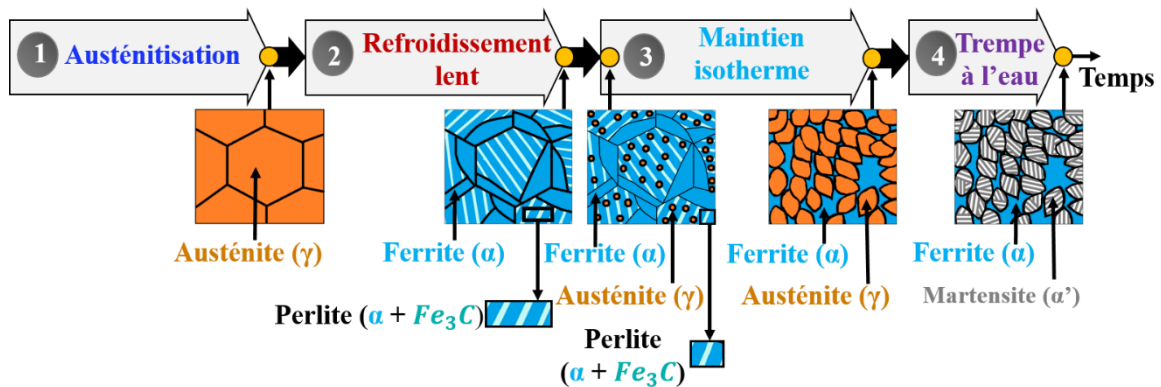


Figure II-21: Représentation schématisée des transformations microstructurales mises en jeu lors de la formation de la microstructure dual-phase avec des colonies de martensite de taille intermédiaire et de forme équiaxe (Morphologie n°2 (DP2))

A ce stade du traitement thermique, la Figure II-22 présente la microstructure composée de ferrite hypoeutectoïde  $\alpha$  et de perlite ( $\alpha + Fe_3C$ ). Suite à cela, le maintien isotherme de l'échantillon à une température de 790°C pendant 17 minutes conduit à générer une microstructure composée de ferrite  $\alpha$  et d'austénite  $\gamma$ .

En effet, comme schématisé dans la Figure II-21, l'austénite  $\gamma$  nucléée croît au niveau de l'interface entre la ferrite  $\alpha$  et les carbures de cémentite  $Fe_3C$  au sein des colonies de perlite ( $\alpha + Fe_3C$ ). L'austénite  $\gamma$  croît au sein de ces carbures  $Fe_3C$  au fur et à mesure que ces carbures se dissolvent. Ce traitement thermique s'achève par une trempe à l'eau dans le but de transformer l'austénite  $\gamma$  en martensite  $\alpha'$  tandis que la ferrite  $\alpha$  reste inchangée.

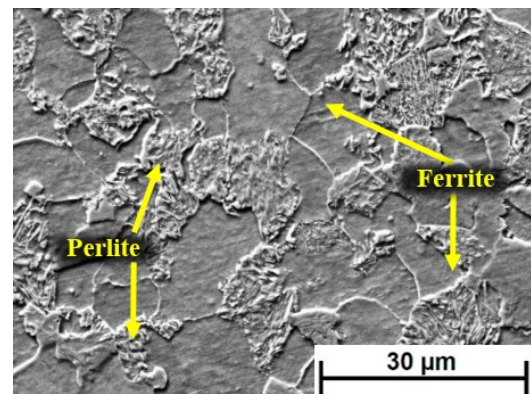


Figure II-22: Micrographies MEB-FEG de la microstructure composée de ferrite hypoeutectoïde et de perlite

### ➤ Morphologie de colonie de martensite n°3 (DP3)

Dans le cas de l'échantillon DP3b (Figure II-19(c)), cette microstructure se compose de **colonie de martensite de forme fibreuse** et de **petite taille** entourée par de la ferrite. Comme schématisé dans la Figure II-23, l'austénitisation achevée par une trempe conduit à générer la même microstructure que l'échantillon M1 correspondant à une microstructure martensitique avec probablement un peu d'austénite résiduelle comme montré dans la Figure II-6(b). Suite à cela, l'échantillon subit un



maintien isotherme à 790°C dans le but de transformer la microstructure martensitique en un mélange d'austénite  $\gamma$  et de ferrite  $\alpha$ . En effet, l'austénite  $\gamma$  et la ferrite  $\alpha$  présentent de nombreux sites de nucléation au niveau des joints des anciens grains d'austénite  $\gamma$  et des lattes de martensite  $\alpha'$ . Ce maintien isotherme s'achève ensuite par une trempe à l'eau conduisant à une transformation de l'austénite  $\gamma$  en martensite  $\alpha'$  tandis que la ferrite  $\alpha$  reste inchangée.

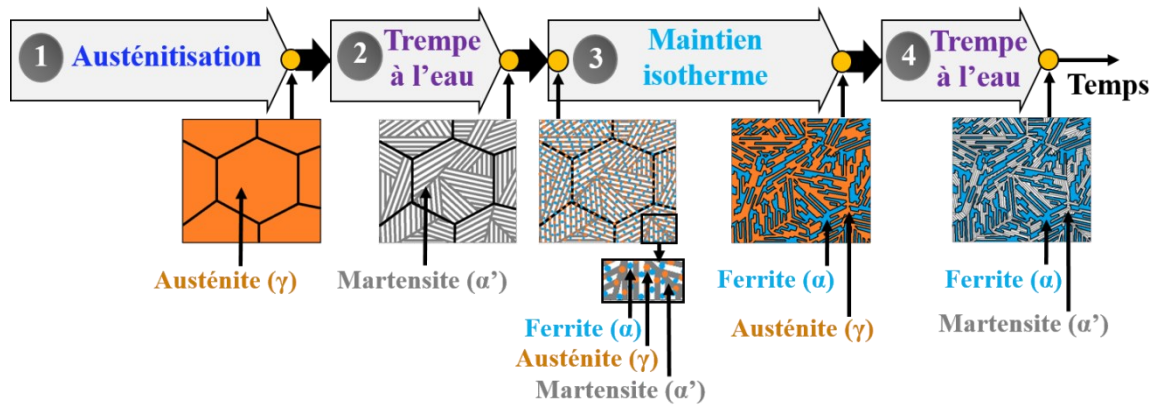


Figure II-23: Représentation schématisée des transformations microstructurales mises en jeu lors de la formation de la microstructure dual-phase n°3 avec des colonies de martensite de petite taille et de forme fibreuse (Morphologie n°3 (DP3))

La Figure II-19 présente les fractions volumiques des phases ainsi que les macro-duretés pour les trois échantillons DP1b, DP2b et DP3b. Ainsi, les trois moyennes de fractions volumiques des phases sont comparées par l'intermédiaire du test de l'analyse de la variance présenté en Annexe C. Les résultats de ce test (cf. section 2.1.3 dans l'Annexe C) montrent que ces échantillons présentent des microstructures avec des proportions similaires des phases en présence selon une fiabilité d'au moins 95%. De plus, même si les morphologies des colonies de martensite des microstructures dual-phases associées sont différentes, ces proportions similaires des phases pourraient être liées à une macro-dureté similaire pour ces trois échantillons. En effet, le test de l'analyse de la variance appliqué aux moyennes des macro-duretés confirme que ces trois échantillons présentent des macro-duretés similaires avec une fiabilité de 95%. Les résultats associés sont présentés dans la section 2.1.2 de l'Annexe C.

### 5.3.3 Propriétés mécaniques de la martensite et de la ferrite

Dans cette section, pour les trois échantillons DP1b, DP2b et DP3b, l'impact de la morphologie des colonies de martensite de ces microstructures dual-phase sur les duretés locales de chacune des deux phases est étudiée par le biais d'essais de nanoindentation. A la surface de chacun de ces trois échantillons, une grille de 20 x 20 indentations est réalisée. La préparation de surface requise avant la réalisation de ces essais est présentée en Annexe A. A l'issue de cette préparation de surface, les surfaces des échantillons présentent un aspect miroir et la microstructure est révélée afin de distinguer

l'emplacement des empreintes par rapport aux deux phases présentes. Pour chaque échantillon, la dureté moyenne globale pour l'ensemble des essais de nanoindentation est reportée dans le Tableau II-8.



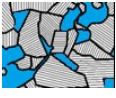


Echantillon	Dureté moyenne globale (GPa)	Martensite 		Ferrite 	
		Nombre d'empreintes	Dureté moyenne (GPa)	Nombre d'empreintes	Dureté moyenne (GPa)
DP1b 	$5.639 \pm 1,663$	83	$7,592 \pm 1,010$	17	$3,265 \pm 0,426$
DP2b 	$5.476 \pm 1,510$	90	$7,375 \pm 0,644$	17	$3,391 \pm 0,713$
DP3b 	$5.636 \pm 0,721$	0		0	

Tableau II-8: Tableau répertoriant les résultats de nanoindentation en fonction des trois microstructures dual-phase (DP1b, DP2b et DP3b) avec différentes morphologies de colonies de martensite

Pour effectuer la comparaison de ces duretés moyennes globales, le test de l'analyse de la variance, présenté en Annexe C, est appliqué. Les résultats de ce test (cf. la section 2.1.1 Annexe C) montrent que ces trois échantillons caractérisés par des microstructures dual-phase, avec des morphologies de colonies de martensite différentes, présentent des duretés similaires avec une fiabilité d'au moins 95%. Ce résultat est en accord avec ceux des essais de macro-dureté présentés dans la section 5.2.2 soulignant la macro-dureté similaire pour ces trois microstructures. Néanmoins, pour ces duretés moyennes globales, les emplacements des empreintes par rapport aux deux phases ne sont pas pris en considération. En effet, les empreintes peuvent se situer au niveau de la phase martensitique, ou au niveau de la phase ferritique ou bien au niveau de l'interface entre ces deux phases comme montré dans la Figure II-24.

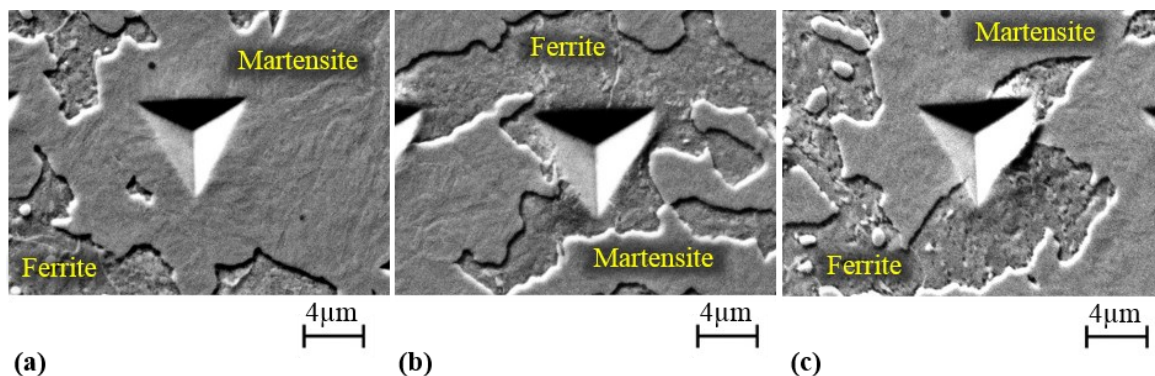


Figure II-24: Micrographies MEB-FEG de l'empreinte suite à un essai d'indentation (a) dans la martensite, (b) dans la ferrite et au niveau de (c) l'interface entre les deux phases pour la microstructure dual-phase DP1b

La Figure II-25 montre des micrographies de portions des grilles d'indentations sur lesquelles les empreintes sont schématisées en fonction de leur emplacement par rapport aux deux phases. Dans le cas de l'échantillon DP3b avec une microstructure dual-phase avec des petites colonies de martensite fibreuses (morphologie n°3 (DP3)) dans la Figure II-25 (c), les empreintes sont pratiquement toujours au niveau de l'interface. Ainsi, les duretés moyennes globales des échantillons DP1b et DP2b sont plus affectées par la dispersion des duretés locales associées aux deux phases conduisant à des écart-types supérieurs par rapport à ceux de l'échantillon DP3b.

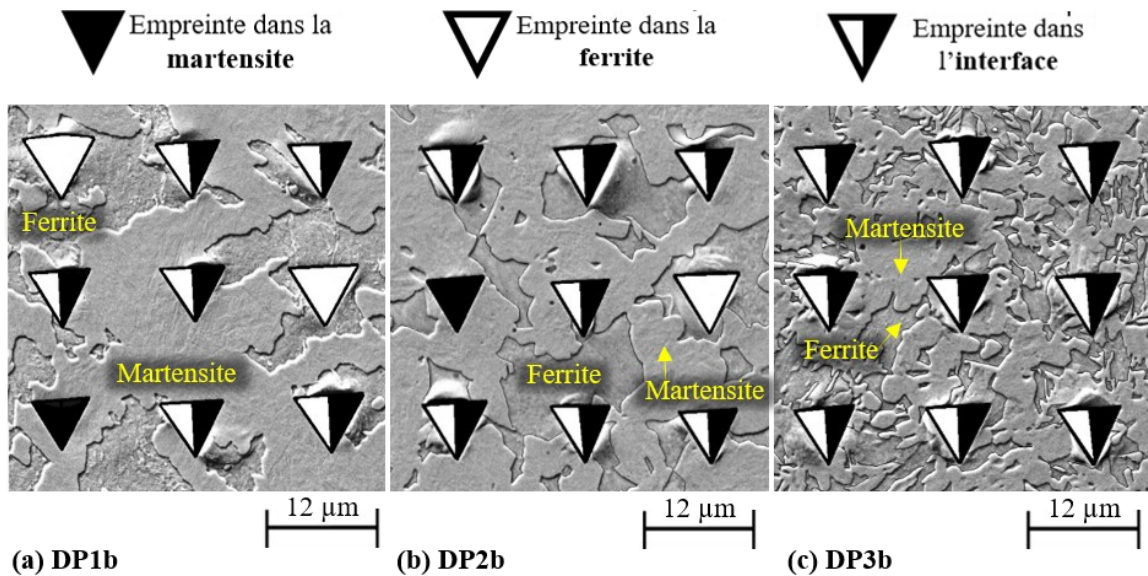


Figure II-25: Micrographies MEB-FEG des portions des grilles d'indentations pour 3 x 3 indentations dans le cas des microstructures dual-phase des échantillons (a) DP1b, (b) DP2b et (c) DP3b

Concernant la détermination des duretés locales de la martensite et de la ferrite, les empreintes situées uniquement dans la phase martensitique ou dans la phase ferritique sont prises en compte. Ainsi, les duretés moyennes associées à la martensite et à la ferrite pour chacun des échantillons sont répertoriées dans le Tableau II-8. Pour l'échantillon DP3b, il n'est ainsi pas possible d'en déduire les duretés locales des phases en raison d'une taille inférieure des phases par rapport à celle de l'empreinte. Dans le cas des échantillons DP1b et DP2b, l'analyse de la variance est utilisée afin de comparer les duretés moyennes locales obtenues pour chacune des deux phases. Les résultats ont révélé qu'il n'y a pas d'effet de la morphologie de colonie de martensite sur les duretés locales de la martensite et de la ferrite selon une fiabilité de 95% (cf. la section 2.1.1 Annexe C). Ce résultat est ainsi en accord avec les travaux de Xiao Jun. *et al.* [Xu, 2016a].

De plus, la dureté locale d'une phase est fortement liée à sa teneur en carbone. Pour la ferrite, cette dernière, ne pouvant dissoudre qu'une quantité maximale de carbone de 0,0218%, présente une faible dureté. En revanche, pour la martensite sursaturée en carbone, cette dernière peut dissoudre une quantité élevée de carbone à l'origine d'une dureté supérieure par rapport à celle de la ferrite. Dans différents travaux [Movahed, 2009], la concentration en carbone C des aciers dual-phase s'exprime en

fonction de la concentration en carbone  $C_M$  de la martensite, de la concentration en carbone  $C_f$  de la ferrite, de la fraction volumique en martensite  $V_M$  et de la fraction volumique en ferrite  $V_f$  selon une loi des mélanges :

$$C = V_f \times C_f + V_M \times C_M \quad \text{avec: } V_f = (1 - V_M) \quad (II.1)$$

La concentration en carbone  $C_M$  de la martensite peut ainsi s'écrire :

$$C_m = C_f + \frac{C - C_f}{V_M} \quad (II.2)$$

Ainsi, la concentration en carbone  $C_m$  de la martensite dépend principalement de la concentration en carbone de l'acier  $C$  et des fractions volumiques de la martensite  $V_m$  et de la ferrite  $V_f$ . Basé sur cette équation (II.2), pour les trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies des colonies de martensite mais pour des fractions volumiques des phases similaires, ces trois échantillons (DP1b, DP2b et DP3b) devraient présenter les mêmes concentrations en carbone de la martensite  $C_m$  et les mêmes concentrations en carbone de la ferrite  $C_f$ . Cela implique ainsi que ces microstructures présentent les mêmes duretés locales de la martensite et de la ferrite.

## 5.4 Variation de la fraction volumique de la martensite

### 5.4.1 Description des traitements thermiques

Pour les mêmes morphologies de colonies de martensite (n°1 (DP1), n°2 (DP2) et n°3 (DP3)), de nouvelles microstructures dual-phase sont générées pour différentes macro-duretés.

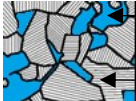
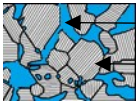

Microstructures	Echantillons	Macro-duretés	Durée de maintien isotherme $t_{mi}$
Dual phase n°1  — Ferrite — Martensite	DP1a	~500 $H_{v10}$	1min30
	DP1b	~411 $H_{v10}$	3min
	DP1c	~361 $H_{v10}$	6 min
	DP1d	~311 $H_{v10}$	7min
Dual phase n°2  — Ferrite — Martensite	DP2a	~500 $H_{v10}$	1h25
	DP2b	~411 $H_{v10}$	17min
	DP2c	~311 $H_{v10}$	8min45
Dual phase n°3  — Ferrite — Martensite	DP3a	~500 $H_{v10}$	1h
	DP3b	~411 $H_{v10}$	12min45
	DP3c	~311 $H_{v10}$	5min45

Tableau II-9: Durées de maintien isotherme conduisant à la génération de microstructures dual-phase avec différentes colonies de martensite pour différentes macro-duretés

Pour cela, les trois différents cycles de traitements thermiques présentés dans la Figure II-16 sont adaptés. En effet, pour chacune de ces trois microstructures dual-phase caractérisées par des morphologies de colonies de martensite différentes, la durée  $t_{mi}$  du traitement thermique de maintien isotherme est variée conduisant à des évolutions des caractéristiques microstructurales et de la macrodureté de l'acier [Kim, 1981], [Erdogan, 2003], [Saai, 2014]. Le Tableau II-9 répertorie les durées  $t_{mi}$  de maintien isotherme utilisées pour l'ensemble des microstructures dual-phase générées pour des différentes macroduretés allant de  $\sim 311 H_V$  à  $\sim 500 H_V$ .

### 5.4.2 Caractérisation des microstructures et des macroduretés

Pour chacun des dix échantillons générés, les macroduretés en fonction des durées de maintien isotherme sont représentées dans la Figure II-26.

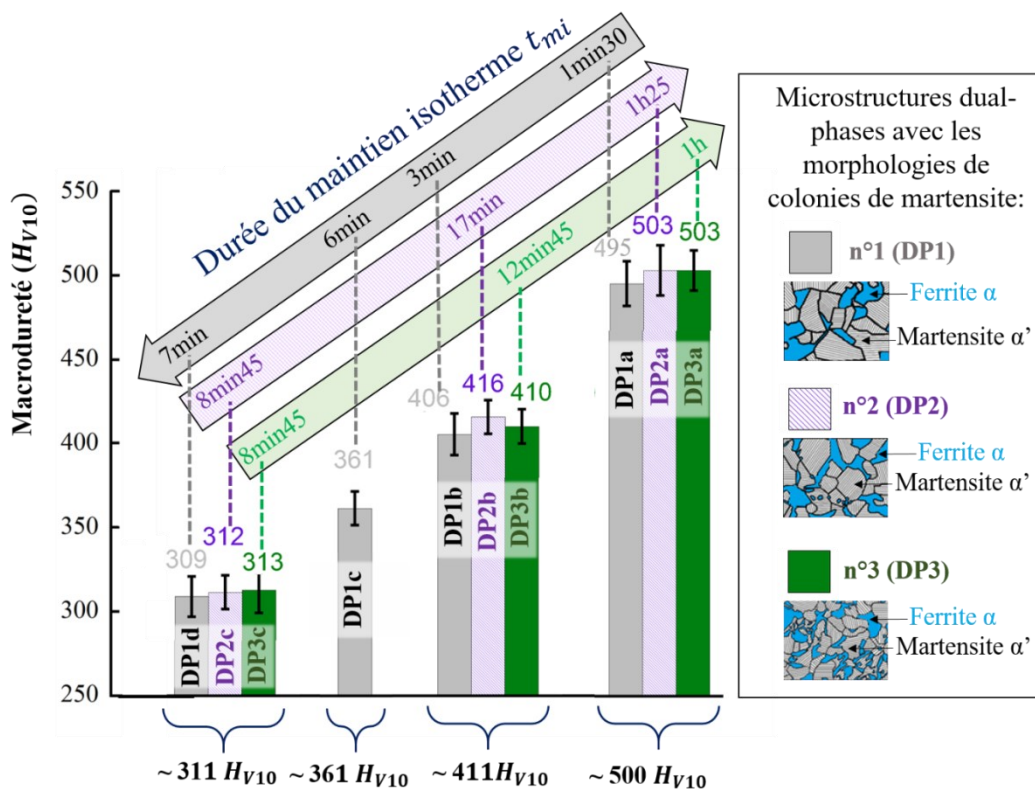


Figure II-26: Evolution de la macro-dureté pour les trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite en fonction de la durée de maintien isotherme

Trois microstructures dual-phase avec des colonies de martensite différentes sont générées pour trois macroduretés similaires aux alentours de  $311 H_V$ ,  $411 H_V$  et  $500 H_V$ . A noter que la macrodureté de l'acier diminue à mesure que la durée de maintien isotherme  $t_{mi}$  augmente dans le cas de la morphologie n°1 (DP1). A l'inverse, dans le cas des morphologies n°2 (DP2) et n°3 (DP3), la macrodureté de l'acier augmente avec la durée de maintien isotherme  $t_{mi}$ . Ces différents effets de la durée



de maintien isotherme  $t_{mi}$  sur la macro-dureté s'expliquent par différentes évolutions des caractéristiques microstructurales. Dans le but d'obtenir une meilleure compréhension des changements des caractéristiques microstructurales, les différents échantillons sont observés par microscopie électronique à balayage (Figure II-27).

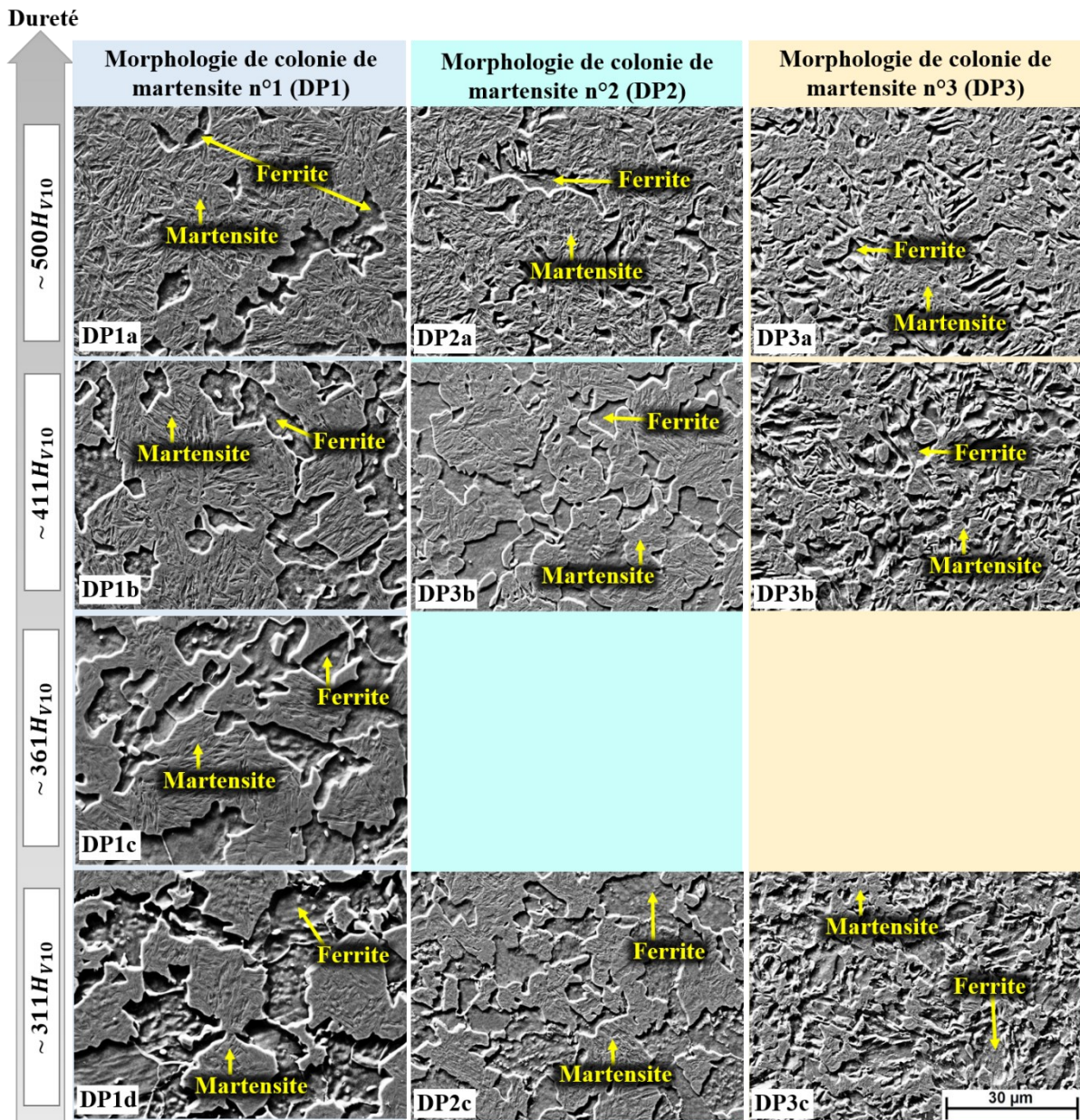


Figure II-27: Micrographies MEB-FEG des microstructures dual phase avec différentes morphologies des colonies de martensite

Pour une microstructure dual-phase avec une morphologie de colonies de martensite donnée, ces micrographies révèlent que l'augmentation de la macro-dureté de l'échantillon est associée à une augmentation de la fraction volumique de la martensite et donc à une diminution de la fraction volumique de la ferrite. De plus, plusieurs travaux [28] ; [32 ; 33] ont montré également ces effets des fractions volumiques de ces phases sur la macro-dureté de l'acier.

La Figure II-28 présente l'évolution des fractions volumiques en martensite et en ferrite en fonction des macro-duretés pour les trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite. Le test de l'analyse de la variance est utilisé afin de comparer les moyennes des fractions volumiques des deux phases pour les deux macro-duretés de 310  $H_V$  et de 500  $H_V$ . Présentés dans la section 2.1.2 l'Annexe C, les résultats confirment qu'il n'y a pas d'effet de la morphologie de colonies de martensite sur les proportions des phases pour des macro-duretés similaires avec une fiabilité de 95%.

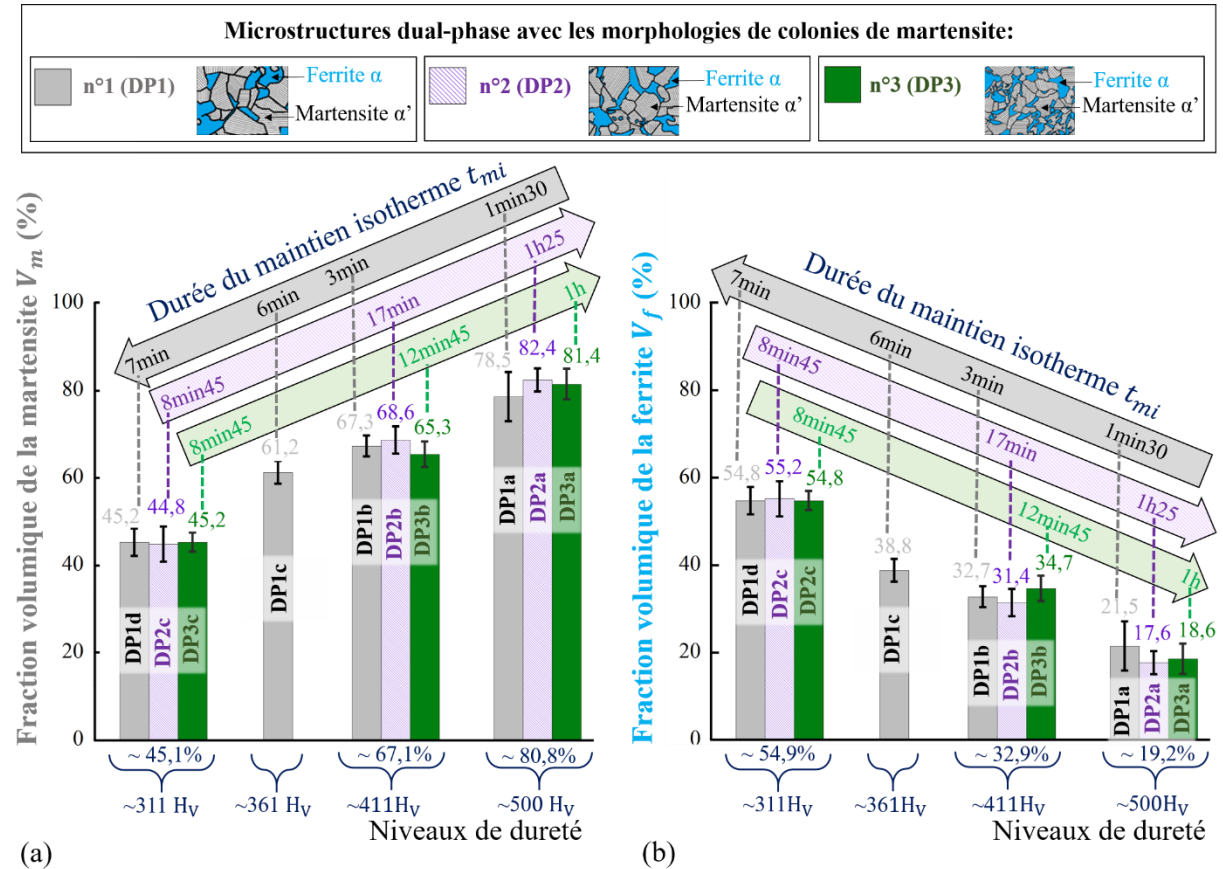


Figure II-28: Evolution de la fraction volumique de la (a) martensite et de la (b) ferrite en fonction de la macro-dureté et des temps de maintien isotherme pour les trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite

Dans le cas de la microstructure dual-phase avec une morphologie de colonies de martensite n°1 (DP1), au cours du maintien isotherme à 725°C suite à une austénitisation, la fraction volumique d'austénite  $\gamma$  qui se transforme en ferrite  $\alpha$  augmente à mesure que la durée de maintien isotherme  $t_{mi}$  augmente comme illustré dans la Figure II-20. Par la suite, la trempe à l'eau transforme l'austénite  $\gamma$  en martensite  $\alpha'$  et la ferrite  $\alpha$  reste inchangée. Ainsi, à mesure que la durée de maintien isotherme augmente, la microstructure finale se compose d'une fraction volumique en ferrite  $\alpha$  qui augmente alors que celle en martensite  $\alpha'$  diminue entraînant une diminution de la macro-dureté.

A l'inverse, dans le cas des microstructures dual-phase avec des morphologies n°2 (DP2) et n°3 (DP3), à mesure que la durée de maintien isotherme  $t_{mi}$  augmente, la fraction volumique d'austénite  $\gamma$  augmente tandis que celle de la ferrite  $\alpha$  diminue comme illustré dans la Figure II-21 et la Figure II-23. Lors de la trempe à l'eau, l'austénite  $\gamma$  se transforme en martensite  $\alpha'$  et la ferrite  $\alpha$  reste inchangée. Ainsi, à mesure que la durée du maintien isotherme  $t_{mi}$  augmente, la microstructure finale se compose d'une fraction volumique en ferrite  $\alpha$  qui diminue alors que celle en martensite  $\alpha'$  augmente entraînant une augmentation de la macro-dureté.

### 5.4.3 Propriétés mécaniques de la martensite et de la ferrite

Dans la section II-5.3.2, il est montré que pour des microstructures dual-phases avec différentes morphologies des colonies de martensite pour une macro-dureté similaire de 411  $H_V$ , la morphologie des colonies de martensite n'impacte pas la dureté locale de chacune des deux phases en présence.

Parallèlement dans la section II-5.4.2, il est montré que pour chacune des morphologies des colonies de martensite des microstructures dual-phase générées, l'augmentation de la fraction volumique de la phase dure martensitique entraîne l'augmentation de la macro-dureté des microstructures. Comme souligné par plusieurs travaux [Xu, 2016a], [Tyagi, 2002], [Saai, 2014], cette tendance est vérifiée même si les duretés locales des phases suivent la tendance inverse. En effet, lorsque la fraction volumique de la martensite augmente, ces précédents travaux justifient la diminution de la dureté locale de la martensite par la diminution de la concentration en carbone de la martensite comme décrit par la relation (II-2). Finalement, l'augmentation de la macro-dureté des microstructures dual-phase est plus liée aux proportions des phases plutôt qu'aux duretés locales des phases pour un même acier.

## 6. Microstructure de type multi-phase

### 6.1 Introduction

Dans une volonté de générer des microstructures contribuant à fournir aux aciers de meilleures propriétés mécaniques, des microstructures plus complexes que celles des dual-phases sont développées, e.g. microstructures de type multiphasé. La microstructure multiphasée étudiée se compose de ferrite, de martensite et de bainite.

Cette microstructure est obtenue à partir d'un traitement thermique d'austénitisation suivie par un refroidissement continu à l'air comme décrit dans la Figure II-29. Ce cycle de traitement thermique est réalisé dans le cas de l'acier 25CD4.



## 6.2 Description des traitements thermiques

Le diagramme TRC associé à l'acier 25CD4 permet de décrire les transformations de phases mises en jeu lors du traitement thermique réalisé pour obtenir une microstructure multiphasée.

La Figure II-30 présente ce diagramme permettant de décrire la décomposition de l'austénite lors de son refroidissement continu suite à une austénitisation réalisée à 900°C pendant 30 minutes.

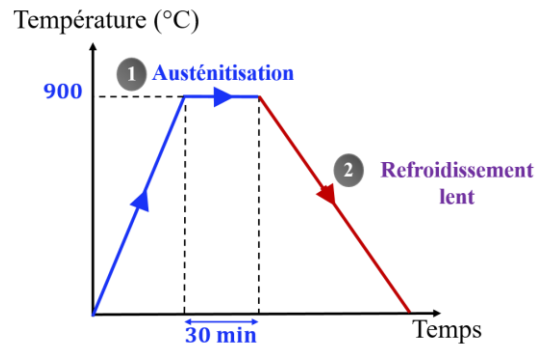


Figure II-29: Représentation schématique du cycle de traitements thermiques permettant de générer une microstructure multiphasée composée de ferrite, de martensite et de bainite

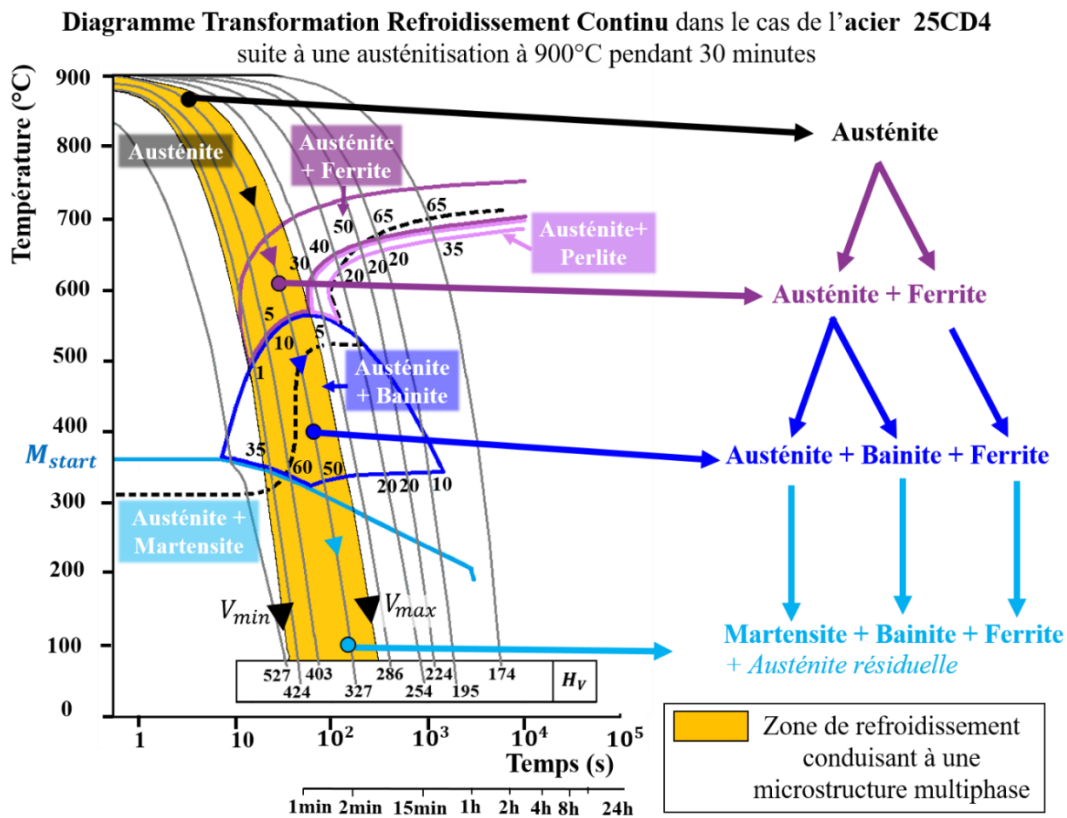


Figure II-30: Décomposition de l'austénite conduisant à une microstructure multiphasée dans le cas de l'acier 25CD4

Ainsi, pour obtenir une telle microstructure multiphasée, l'austénite doit se décomposer en ferrite, puis en bainite et enfin en martensite lors de son refroidissement continu. Au cours de ce traitement thermique, la vitesse de refroidissement associée doit être inférieure à la vitesse de refroidissement dite maximale  $V_{max}$  et supérieure à la vitesse de refroidissement dite minimale  $V_{min}$  comme représenté dans la Figure II-30. En effet, pour une vitesse de refroidissement supérieure à  $V_{max}$ , la formation de ferrite n'est plus possible. De plus, pour une vitesse de refroidissement inférieure à  $V_{min}$ , la formation de perlite s'initie.

### 6.3 Caractérisation de la microstructure et de la macro-dureté

La Figure II-31 montre la micrographie de la microstructure multiphase MP de l'acier 25CD4. Sur cette micrographie, il est possible de distinguer la ferrite et de repérer deux zones, nommées 1 et 2, pouvant correspondre à la bainite et à la martensite. Pour les aciers faiblement alliés à faible teneur en carbone, la bainite correspond à un agrégat non-lamellaire de carbures et de ferrite [Hehemann, 1972] pouvant présenter différentes morphologies difficilement différenciables de la martensite dans ces micrographies.

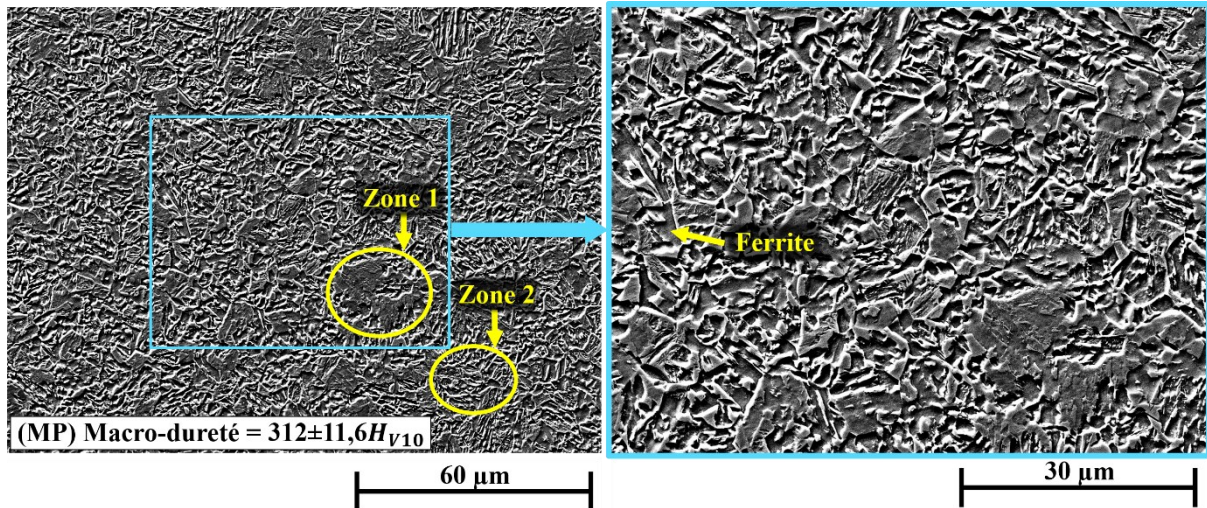


Figure II-31: Micrographies MEB-FEG de la microstructure de type multiphasée MP composée de ferrite, martensite et de bainite

Pour les aciers, il est montré dans la littérature [Furnémont, 2002] que la phase la plus dure est la martensite, suivie par l'austénite, puis la bainite et enfin la ferrite. Ainsi, cette microstructure présente une macro-dureté de  $312 \pm 8 H_V$ . Dans le diagramme TRC, cette macro-dureté est obtenue pour une vitesse de refroidissement inférieure à  $V_{max}$  et supérieure à  $V_{min}$  permettant ainsi à l'austénite de se décomposer en ferrite, puis en bainite et enfin en martensite.

Ainsi, en lien avec l'objectif mentionné dans la section 2.1.1, afin d'obtenir le même nombre de microstructures développées pour des macro-duretés similaires ( $\sim 311 H_V$ ,  $\sim 410 H_V$  et  $\sim 500 H_V$ ), cette microstructure multi-phasée pour une macro-dureté proche de  $311 H_V$  permet de compléter l'étude. La Figure II.32 regroupe ainsi l'ensemble des micrographies des microstructures obtenues en fonction de ces trois macro-duretés. Présentés dans la section 2.2 de l'Annexe C, pour chacune des niveaux de macro-dureté de  $\sim 311 H_V$ ,  $\sim 410 H_V$  et  $\sim 500 H_V$ , les résultats des tests de l'analyse de la variance comparant les moyennes de macro-duretés pour les différents échantillons confirme que ces différents échantillons présentent des macro-duretés similaires.



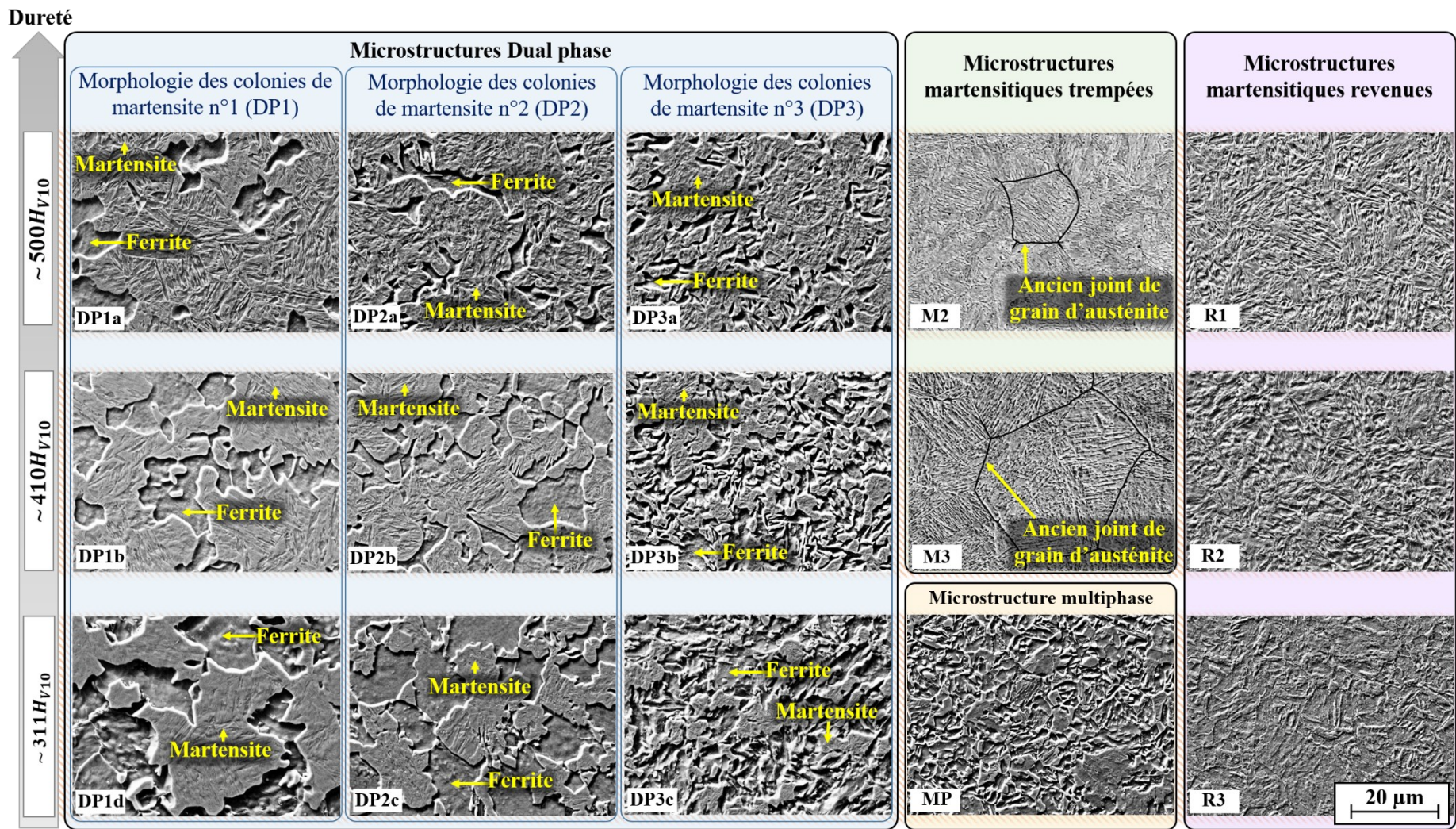


Figure II-32: Micrographies MEB-FEG des microstructures générées pour des macro-duretés similaires dans le cas de l'acier 25CD4

## 7. Conclusion

Dans ce chapitre, la sélection des microstructures et des aciers permettant d'obtenir une meilleure compréhension de la contribution de la microstructure sur le comportement tribologique est détaillée. De plus, les procédures de génération et de caractérisation de ces microstructures sont présentées.

Caractérisées par des propriétés mécaniques intéressantes, des **microstructures martensitiques trempées**, des **microstructures martensitiques revenues**, des **microstructures dual-phase** (composée de ferrite et de martensite) et une **microstructure multiphasée** (composée de ferrite, de martensite et de bainite) sont ciblées et développées. Pour cela, les aciers faiblement alliés 35NCD16 et 25CD4 sont sélectionnés en raison de leur aptitude à générer ces microstructures par l'intermédiaire de traitements thermiques.

Dans un premier temps, les traitements thermiques appliqués visent à générer ces différents types de microstructures pour des macro-duretés similaires et la même composition chimique. A partir de cela, dans les prochains chapitres, une classification des comportements tribologiques de ces différents types de microstructures d'un même acier en fonction du niveau de macro-dureté est réalisée. Dans un second temps, ces traitements thermiques permettent de développer différentes caractéristiques microstructurales à partir d'un même type de microstructure pour la même composition chimique. A partir de cela, dans les prochains chapitres, la détermination des caractéristiques microstructurales optimales d'un type de microstructure améliorant la tenue au frottement et à l'usure d'un même acier est établie.

Ainsi, la représentation schématique de la Figure II-33 regroupe l'ensemble des 23 échantillons traités thermiquement en fonction des caractéristiques microstructurales, des types de microstructures, des aciers et des macro-duretés. Dans les prochains chapitres, les comportements tribologiques de ces échantillons sont étudiés plus particulièrement dans le but d'analyser :

- Effet de la **taille des anciens grains d'austénite** et donc de la macro-dureté pour des microstructures martensitiques trempées,
- Effet du **niveau d'adoucissement** de la **martensite trempée** et donc de la macro-dureté pour des microstructures martensitiques revenues,
- Effet de la **fraction volumique** de la **martensite** et donc de la macro-dureté pour des microstructures dual-phase composées de ferrite et de martensite avec des morphologies de colonies de martensite similaires,
- Effet de la **morphologie** des **colonies de martensite** pour des microstructures dual-phase composées de ferrite et de martensite avec des fractions volumiques de martensite similaires et donc des **niveaux de macro-dureté similaires**,
- Effet des **microstructures** pour des **niveaux de duretés similaires**.



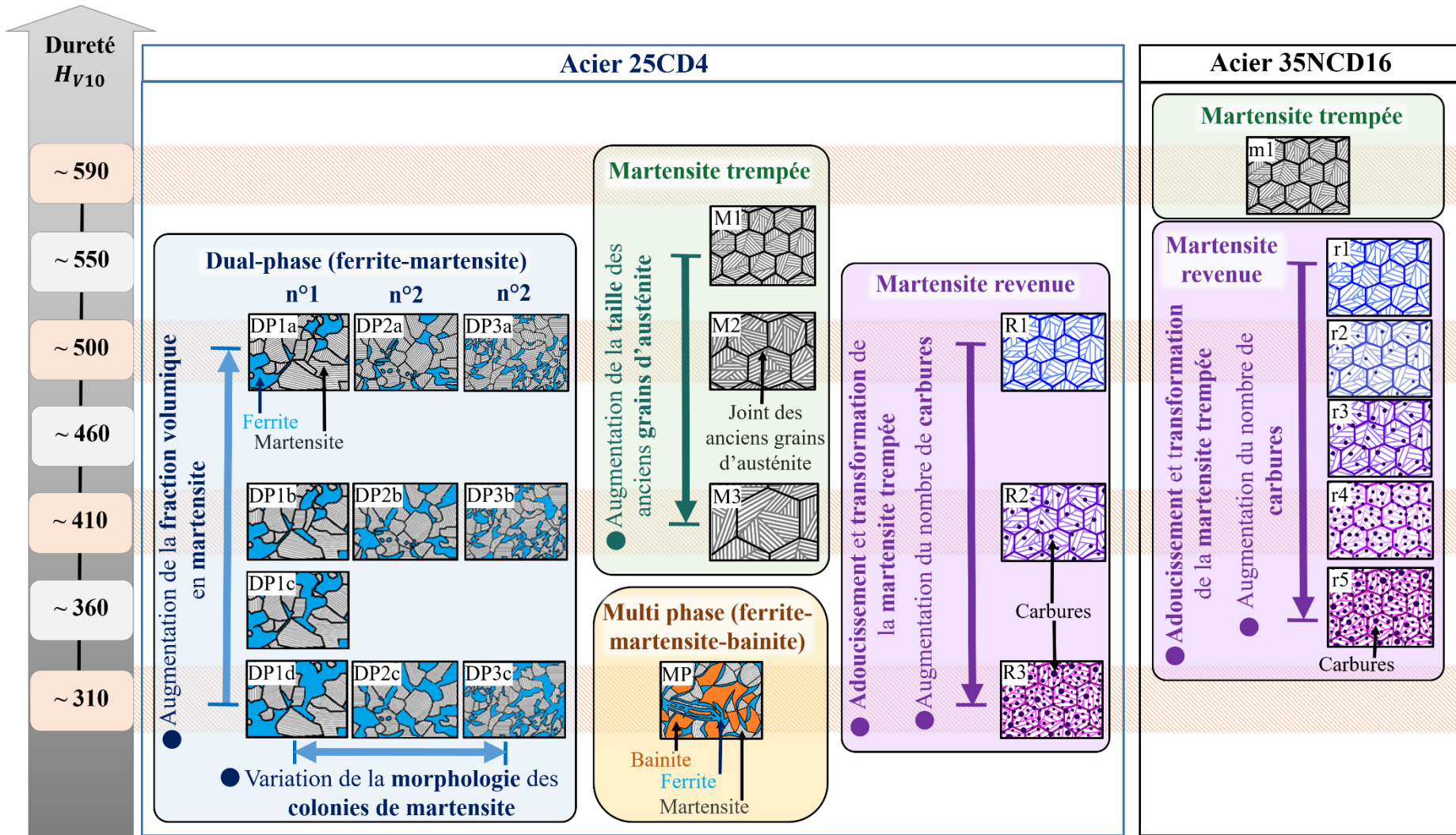


Figure II-33: Représentation schématique des microstructures générées en fonction des niveaux de dureté et des aciers 25CD4 et 35NCD16



# CHAPITRE III - Impact de la microstructure et de la rugosité sur le comportement au frottement

<b>1. Introduction .....</b>	<b>89</b>
<b>2. Caractérisation du comportement au frottement.....</b>	<b>89</b>
2.1 Principe du tribomètre .....	89
2.2 Eprouvettes .....	90
2.2.1 Pions en acier.....	90
2.2.2 Papiers abrasifs.....	90
2.3 Paramètres d'essais.....	91
2.4 Mesure du coefficient de frottement.....	91
2.5 Synthèse.....	92
<b>3. Effet de la taille des anciens grains d'austénite.....</b>	<b>93</b>
3.1 Introduction .....	93
3.2 Résultats et discussions .....	93
3.2.1 Cas des faibles chargements .....	94
3.2.2 Cas des forts chargements .....	95
3.3 Synthèse.....	96
<b>4. Effet du niveau d'adoucissement de la martensite trempée .....</b>	<b>96</b>
4.1 Introduction .....	96
4.2 Résultats et discussions .....	97
4.2.1 Cas des faibles chargements .....	99
4.2.2 Cas des forts chargements .....	100
4.3 Synthèse.....	101
<b>5. Effet de la fraction volumique de martensite.....</b>	<b>101</b>
5.1 Introduction .....	101
5.2 Résultats et discussions .....	102
5.2.1 Cas des faibles chargements .....	103
5.2.2 Cas des forts chargements .....	103
5.3 Synthèse.....	104
<b>6. Effet de la morphologie des colonies de martensite.....</b>	<b>105</b>
6.1 Introduction .....	105
6.2 Résultats et discussions .....	106
6.2.1 Cas des faibles chargements .....	106

6.2.2	Cas des forts chargements .....	109
6.3	Synthèse.....	110
<b>7.</b>	<b>Comparaison de différentes microstructures.....</b>	<b>111</b>
7.1	Introduction .....	111
7.2	Résultats et discussions .....	112
7.2.1	Cas des faibles chargements .....	112
7.2.2	Cas des forts chargements .....	115
7.3	Synthèse.....	118
<b>8.</b>	<b>Conclusion.....</b>	<b>119</b>



## 1. Introduction

Ce chapitre est dédié à la caractérisation expérimentale du **comportement au frottement**, au travers du coefficient de frottement, des différentes microstructures présentées dans le Chapitre II. Pour cela, dans un premier temps, la méthode expérimentale permettant de caractériser le comportement au frottement est présentée. Dans un second temps, les résultats expérimentaux ainsi qu'une discussion autour de ces derniers sont exposés. Plus particulièrement, ce chapitre vise à étudier :

- L'effet de la **macro-dureté** pour des mêmes **microstructures** au travers des trois études suivantes :
  - Effet de la **taille des anciens grains d'austénite** dans le cas de microstructures martensitiques trempées obtenues à partir d'un même acier (cf section 3),
  - Effet du **niveau d'adoucissement de la martensite trempée** dans le cas de microstructures martensitiques revenues obtenues à partir de deux aciers (cf section 4),
  - Effet de la **fraction volumique de martensite** dans le cas de microstructures dual-phase composées de ferrite et de martensite obtenues à partir d'un même acier (cf section 5),
- Les effets des **microstructures** pour les mêmes **macro-duretés** au travers des deux études suivantes :
  - Effet de la **morphologie des colonies de martensite** dans le cas de microstructures dual-phase, composées de ferrite et de martensite, obtenues à partir d'un même acier (cf section 6),
  - Comparaison de différentes **microstructures** (martensitiques trempées, martensitiques revenues, multi-phase et dual-phase) obtenues à partir d'un même acier (cf section 7).

De plus, ce chapitre s'achève par une confrontation du comportement au frottement des différentes microstructures générées pour un large spectre de macro-dureté pour un même acier (cf section 7). Au travers de ces études, les effets de la **rugosité** et du **chargement normal** sont également investigués.

## 2. Caractérisation du comportement au frottement

### 2.1 Principe du tribomètre

Pour la caractérisation du comportement au frottement, des essais de frottement à sec sont réalisés sur le tribomètre Plint TE77 selon une configuration pion-plan comme montré dans la Figure III-1. Selon un mouvement rectiligne alternatif, un pion en acier frotte contre un papier abrasif non usé en carbures de silicium de chez Struers. Des pions cylindriques en acier 35NCD16 et 25CD4 présentant un diamètre de 10mm pour une hauteur de 10mm ont été testés.

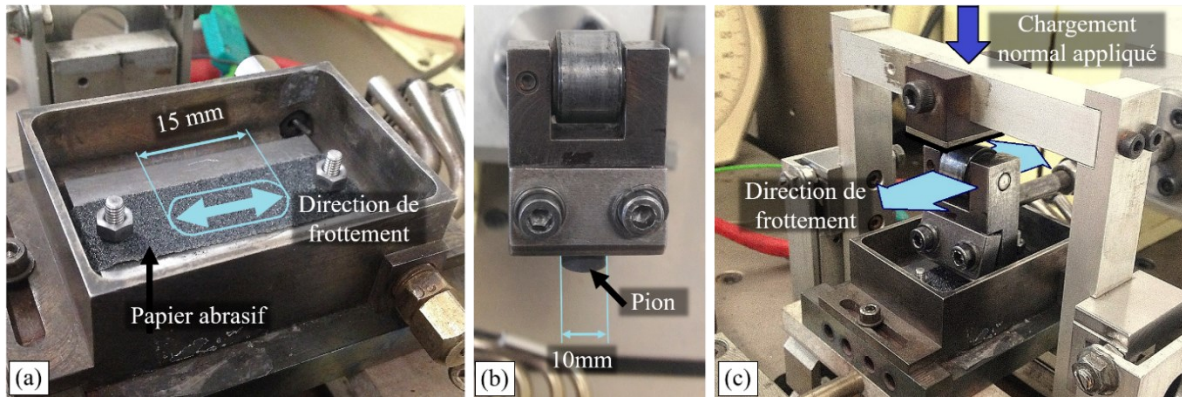


Figure III-1: Photographies de la mise en place (a) du papier abrasif, (b) du pion dans le porte échantillon et (c) du tribomètre pendant l'application du chargement normal  $L$

## 2.2 Eprouvettes

### 2.2.1 Pions en acier

Comme expliqué dans le chapitre II, les pions en acier sont traités thermiquement avant de réaliser les essais de frottement. Par la suite, les surfaces des pions sont polies mécaniquement pour retirer une couche d'un millimètre d'épaisseur avec des papiers abrasifs en carbures de silicium d'une granulométrie de 80. Le but de cette étape est d'atteindre la structure à cœur du matériau. Puis, les surfaces des pions en aciers sont polies mécaniquement avec des papiers en carbures de silicium d'une granulométrie allant de 320 à 4000. Enfin, les pions sont nettoyés par ultrasons avec de l'éthanol pendant 10 minutes.

### 2.2.2 Papiers abrasifs

Dans le but d'étudier l'effet de la **rugosité** sur le comportement tribologique de ces microstructures, différents papiers abrasifs avec différentes **tailles de particules abrasives** de SiC ont été utilisés. En effet, des papiers abrasifs avec des grades de P80, P120, P180, P220, P320 et P1200 sont sélectionnés et présentent respectivement des tailles de particules abrasives de 200 $\mu\text{m}$ , 125 $\mu\text{m}$ , 76 $\mu\text{m}$ , 60 $\mu\text{m}$  et 15 $\mu\text{m}$ . La Figure III-2 montre les micrographies obtenues par microscopie électronique à balayage des papiers non usés pour différentes tailles de particules abrasives de SiC.

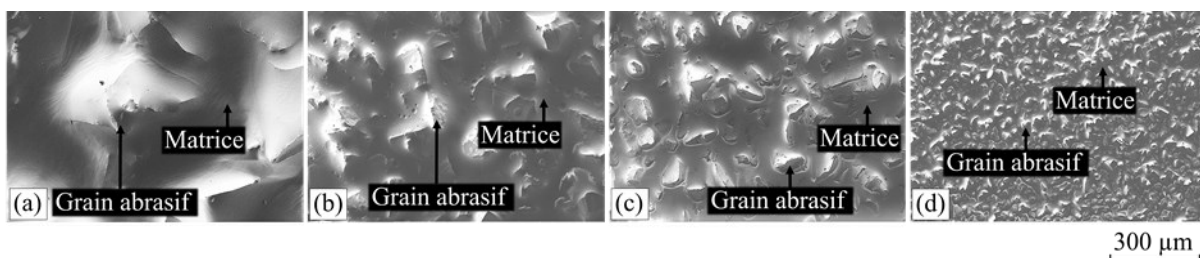


Figure III-2: Micrographies MEB-FEG des surfaces non usées des papiers abrasifs pour des tailles de particules abrasives de (a) 200  $\mu\text{m}$ , (b) 76  $\mu\text{m}$ , (c) 35  $\mu\text{m}$  et (d) 15  $\mu\text{m}$

Le choix de ce large spectre de tailles de particules abrasives repose également sur une volonté de générer des mécanismes d'usure par adhésion et/ou par abrasion des pions. En effet, les travaux de Jourani and Bouvier [Jourani, 2015] ont montré que des particules abrasives avec des tailles importantes favorisent l'usure par abrasion tandis que les petites tailles favorisent l'usure par adhésion.

De plus, afin de générer de l'usure à la surface du pion, ces particules abrasives en SiC sont utilisées en raison de leur dureté élevée. Pour cela, les ratios de dureté entre les particules abrasives de SiC ( $H_A$ ) et les différentes microstructures (H) doivent être suffisamment élevés. En effet, selon les travaux de Khruschov [Khruschov, 1974] et Richardson [Richardson, 1968], un ratio de dureté inférieur à 0,7-1,1 signifie qu'aucune usure ne se produit, alors qu'un ratio de dureté supérieur à 1,3-1,7 engendre une usure maximale du matériau avec la dureté la plus faible. Ainsi, les grains en carbures de silicium des papiers abrasifs sont choisis pour leur dureté élevée d'environ 2500  $H_V$  tandis que les pions traités thermiquement présentent des duretés allant de 300  $H_V$  à 600  $H_V$  conduisant à des ratios élevés de dureté entre 4,2 et 8,3.

### 2.3 Paramètres d'essais

Les essais de frottement sont réalisés à température ambiante pour une humidité relative de 50-60%, une vitesse linéaire de 0.06m/s et une fréquence de 2 Hz. Cette faible vitesse est choisie afin d'éviter l'augmentation de la température de contact pendant l'essai de frottement. Pour étudier l'effet de la **force normale appliquée** sur les performances tribologiques, différents chargements sont également testés (50N, 70N, 90N, 110N). Ainsi, les pressions de contact utilisées sont de 0,6MPa, 0,9MPa, 1,1MPa et 1,4MPa. La distance parcourue au cours d'un cycle est de 30mm comme représentée dans la Figure III-1 (a). Les essais de frottements sont réalisés pour 600 cycles correspondant à une distance totale parcourue de 18 m.

Le choix de ces différents paramètres d'essais repose sur une volonté de ne pas dégrader le papier abrasif pendant l'essai de frottement et de limiter la rupture des grains abrasifs lors du premier contact entre les deux surfaces. Sachant que le chargement normal le plus élevé possible toléré par le tribomètre utilisé est de 500N, le chargement le plus élevé qui ne provoque pas la rupture des grains abrasifs lors du premier contact est de 110N. En revanche, le chargement de 50N est le plus faible permettant d'assurer un bon contact entre le papier abrasif et le pion.

### 2.4 Mesure du coefficient de frottement

Dans ce chapitre, le comportement au frottement d'un couple de matériau est caractérisé par la mesure du coefficient de frottement  $\mu$ . Une cellule de force et un transducteur de transfert piézoélectrique mesurent la force normale  $L$  et la force tangentielle  $T$  avec un temps d'acquisition de 0,1 secondes. Ainsi, le coefficient de frottement  $\mu$  résulte du ratio entre la force tangentielle  $T$  et la force normale  $L$ . Les

coefficients de frottement étudiés dans ce chapitre sont obtenus à partir du régime stabilisé atteint pour environ 50 secondes pour les différentes configurations. Ce temps est caractérisé par une distance parcourue de 3 m correspondant à 100 cycles. Par souci de reproductibilité des résultats, les essais de frottement sont triplés pour chacune des 273 configurations différentes. Ainsi, les valeurs indiquées de coefficient de frottement correspondent à une moyenne de trois mesures associées à son écart-type.

## 2.5 Synthèse

Les paramètres de tests utilisés pour les 5 cinq études réalisées dans ce chapitre sont répertoriés dans le Tableau III-1.

Etudes	Aciers	Nombre de microstructures	Tailles de particules abrasives	Chargements normaux
Effet de la taille des anciens grains d'austénite (section 3)	25CD4	3	15, 35, 200	50, 70, 110
Effet du niveau d'adoucissement de la martensite trempée (section 4)	35NCD16	6	35, 60, 76, 125, 200	50, 70, 90, 110
	25CD4	4	35, 200	50, 70, 110
Effet de la fraction volumique de martensite (section 5)	25CD4	4	15, 35, 200	50, 70, 110
Effet de la morphologie des colonies de martensite (section 6)	25CD4	9	15, 35, 200	50, 70, 110
Comparaison de différentes microstructures (section 7)	25CD4	17	15, 35, 200	50, 70, 110

*Tableau III-1: Tableau récapitulatif des paramètres de tests étudiés pour chacune des études menées.*

### 3. Effet de la taille des anciens grains d'austénite

#### 3.1 Introduction

Dans le cadre de microstructures martensitiques trempées, l'effet de la taille des anciens grains d'austénite et donc de la macro-dureté sur le comportement au frottement de l'acier 25CD4 est investigué. Pour cela, comme présentées dans le Chapitre II et représentées dans le Figure III-3, trois différentes microstructures martensitiques trempées (M3, M2 et M1) sont générées pour des macro-duretés allant de  $409H_V$  à  $564H_V$  à mesure que la taille des anciens grains d'austénite diminue. Les chargements normaux et les tailles de particules abrasives utilisés sont présentés dans le Tableau III-1.

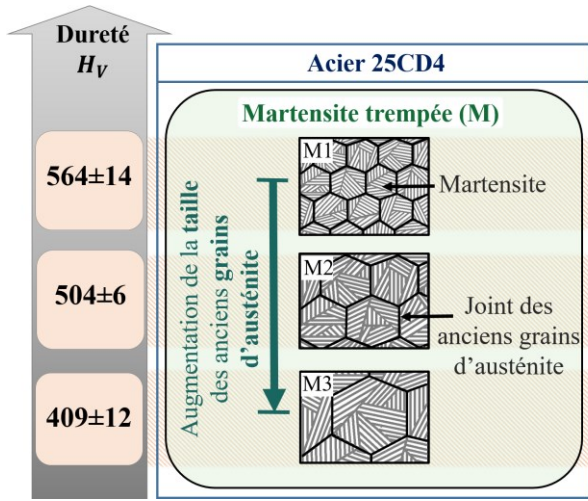


Figure III-3: Représentation schématique des microstructures martensitiques trempées étudiées pour différentes tailles des anciens grains d'austénite

#### 3.2 Résultats et discussions

Pour ces trois microstructures martensitiques trempées, la Figure III-4 montre l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la taille de particules abrasives pour des chargements normaux de 50N et de 110N. Les résultats obtenus pour un chargement normal intermédiaire de 70N sont présentés dans la Figure D-1 en Annexe D.

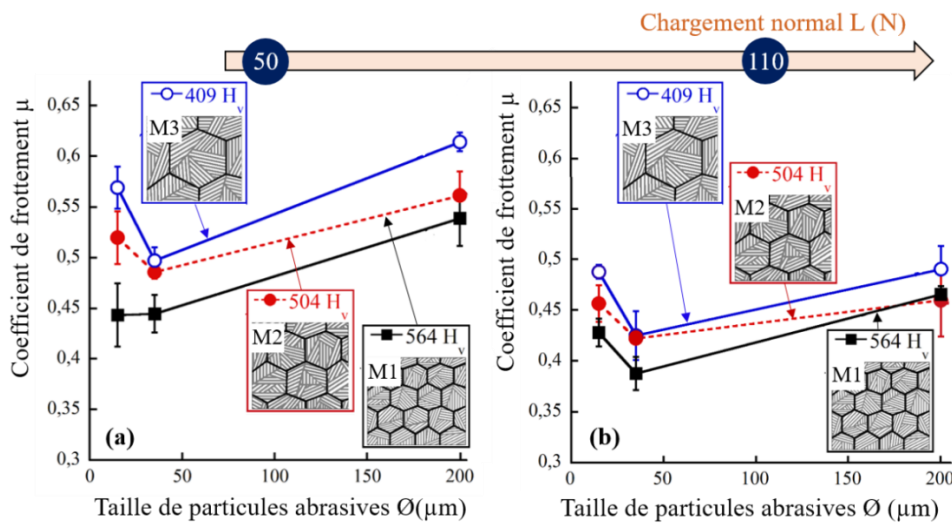


Figure III-4: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\text{Ø}$  pour des microstructures martensitiques trempées et des chargements normaux L de (a) 50 N et de (b) 110 N

### 3.2.1 Cas des faibles chargements

Pour un faible chargement de 50N comme présenté dans la Figure III-4 (a), il est montré que le coefficient de frottement dépend de la **taille de particules abrasives** et donc de la rugosité. En effet, pour les deux microstructures (M2, M3) présentant les macro-duretés les plus faibles et les tailles des anciens grains d'austénite les plus importantes, le coefficient de frottement est minimisé pour une taille intermédiaire de particules abrasives située autour de 35  $\mu\text{m}$ . Dans le cas de la microstructure (M1) présentant la dureté la plus élevée et la taille des anciens grains d'austénite la plus petite, le coefficient de frottement est minimisé pour une taille de particules abrasives autour de 15  $\mu\text{m}$  et de 35  $\mu\text{m}$ .

De plus, la Figure III-4 (a) montre que le coefficient de frottement augmente à mesure que la **taille des anciens grains d'austénite** augmente et donc que la **macro-dureté** diminue. Cette évolution du coefficient de frottement est valable pour toutes tailles de particules abrasives. En effet, comme énoncé dans le Chapitre II, la taille des anciens grains d'austénite correspond à un facteur majeur influençant le durcissement des aciers [Adrian, 2008], [Prawoto, 2012]. Par conséquent, à mesure que la taille des anciens grains d'austénite augmente et donc que la macro-dureté diminue, une augmentation de la profondeur de pénétration des grains abrasifs. Ainsi, cette hausse de la profondeur de pénétration des particules abrasives pourrait expliquer l'augmentation du coefficient de frottement. Comme discuté dans le Chapitre I, les travaux de Peng *et al.* [Peng, 2016] justifient ce dernier phénomène par une transformation des dégradations de surface pour des essais tribologiques favorisant l'usure par labourage. En effet, les auteurs supposent une transition entre des fractures transgranulaires vers des fractures intergranulaires à mesure que la taille de grains diminue. Ce phénomène a été expliqué dans la Figure I-16. De manière similaire, cet effet de la taille de grain et donc de la macro-dureté sur le coefficient de frottement est également souligné dans le cas d'un acier inoxydable dans l'étude de G. Bregliozzi et al. [Bregliozzi, 2003].

Comme expliqué dans le Chapitre I, les travaux de Bowden et Tabor [Bowden, 1954] définissent le coefficient de frottement  $\mu$  comme la somme des composantes de labourage  $\mu_{def}$  et d'adhésion  $\mu_{adh}$ . La composante de labourage  $\mu_{def}$  est liée à l'angle d'attaque des particules abrasives tandis que la composante d'adhésion  $\mu_{adh}$  est liée à l'aire réelle de contact. Afin de comprendre les effets de la **taille de particule abrasives** et/ou de la **taille de grain des anciens grains d'austénite** et donc de la **macro-dureté** sur le coefficient de frottement en lien avec les travaux de Bowden et Tabor, les surfaces usées sont analysées dans la section 3.2.1 du chapitre IV dans le but d'étudier les mécanismes d'usure.

### 3.2.2 Cas des forts chargements

Pour un chargement élevé de 110N comme présenté dans la Figure III-4 (b), le coefficient de frottement est minimisé pour une **taille** intermédiaire de **particules abrasives** de 35 $\mu$ m pour les trois microstructures martensitiques trempées. Cette tendance est valable également pour un chargement normal de 70N (Figure D-1 en Annexe D). Finalement, à mesure que le chargement normal augmente, les trois microstructures (M1, M2 et M3) présentent la même taille optimale de particules abrasives minimisant le coefficient de frottement.

De plus, pour un chargement de 110N, la Figure III-4 (b) montre que le coefficient de frottement augmente à mesure que la **taille des anciens grains d'austénite** augmente et donc que la **macro-dureté** diminue. Cette tendance est valable également pour un chargement normal de 70N (Figure D-1 en Annexe D). Ainsi, cet effet de la taille des anciens grains d'austénite et donc de la macro-dureté sur le comportement au frottement est valable pour tous chargements et pour toutes tailles de particules abrasives. Néanmoins, la sensibilité du coefficient de frottement à la taille des anciens grains d'austénite et donc à la macro-dureté semble diminuer lorsque le chargement normal augmente. Cette dernière tendance est également soulignée dans l'étude de Xu *et al.* [Xu, 2016a] lors d'essais de rayures réalisés sur des échantillons avec une microstructure dual-phase pour différentes fractions volumiques des phases en présence et donc pour différentes macro-duretés. Dans cette dernière étude, il est montré que l'effet de la variation d'une caractéristique microstructurale, telle que la fraction volumique des phases, et donc de la macro-dureté sur la profondeur de pénétration des rayures diminue considérablement à mesure que le chargement normal augmente. De plus, les travaux de Hokkirigawa *et al.* [Hokkirigawa, 1988b] ont montré que le coefficient de frottement est lié à la profondeur de pénétration des particules abrasives à la surface du pion métallique. Ainsi, conformément à l'étude mentionnée de Xu *et al.* [Xu, 2016a], lorsque la charge normale augmente, la réduction de la sensibilité du coefficient de frottement à la taille des anciens grains d'austénite impactant la macro-dureté pourrait s'expliquer par une réduction de la sensibilité de la profondeur de pénétration de la particule abrasive à la variation de cette même caractéristique microstructurale. De plus, les auteurs Xu *et al.* [Xu, 2016a] mentionnent la formation d'une couche déformée plastiquement en surface avec la hausse du chargement normal. Ainsi, la présence d'une couche écrouie en surface pourrait expliquer cette réduction de l'effet de la microstructure sur la profondeur de pénétration et sur le coefficient de frottement. Il aurait été souhaitable de mettre en évidence cette couche en réalisant une coupe transversale.

Enfin, à mesure que le **chargement normal** augmente, le coefficient de frottement diminue pour ces microstructures martensitiques trempées et pour ces tailles de particules abrasives. Cette dernière évolution est davantage analysée dans la section 7.2.2.



### 3.3 Synthèse

**Pour conclure, ces résultats montrent que :**

- La diminution de la **taille des anciens grains d'austénite** associée à une hausse de la macro-dureté initiale entraîne la diminution du **coefficient de frottement** indépendamment du chargement normal et de la taille de particules abrasives.
- Le **coefficient de frottement** est minimisé pour une **taille optimale de particules abrasives** située globalement autour de 35  $\mu\text{m}$  pour les différentes microstructures martensitiques trempées indépendamment du chargement normal. Néanmoins, pour un faible chargement et pour la microstructure martensitique trempée (M1) avec la plus haute macro-dureté et la plus faible taille des anciens grains d'austénite, le coefficient de frottement est minimisé pour une taille optimale de particules abrasives autour de 15  $\mu\text{m}$  et de 35  $\mu\text{m}$ . Ainsi, pour des chargements élevés, la rugosité optimale minimisant le coefficient de frottement ne semble pas dépendre de la microstructure et de la macro-dureté de l'acier.
- L'impact de la taille des **anciens grains d'austénite** et de la **rugosité** sur le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation du **chargement normal**. L'effet de la microstructure devient également de second ordre par rapport à l'effet de la rugosité sur le coefficient de frottement.

## 4. Effet du niveau d'adoucissement de la martensite trempée

### 4.1 Introduction

Dans cette partie, l'effet du niveau d'adoucissement de la martensite trempée et donc de la macro-dureté sur le comportement au frottement des aciers 25CD4 et 35NCD16 est investigué. Pour cela, comme présenté dans le Chapitre II et dans la Figure III-5, dix échantillons différents sont générés. Les chargements normaux ainsi que les tailles de particules abrasives utilisés sont présentés dans le Tableau III-1. De plus, cette étude s'intéresse plus particulièrement aux particules abrasives de tailles importantes situées entre 35 $\mu\text{m}$  et 200 $\mu\text{m}$ .

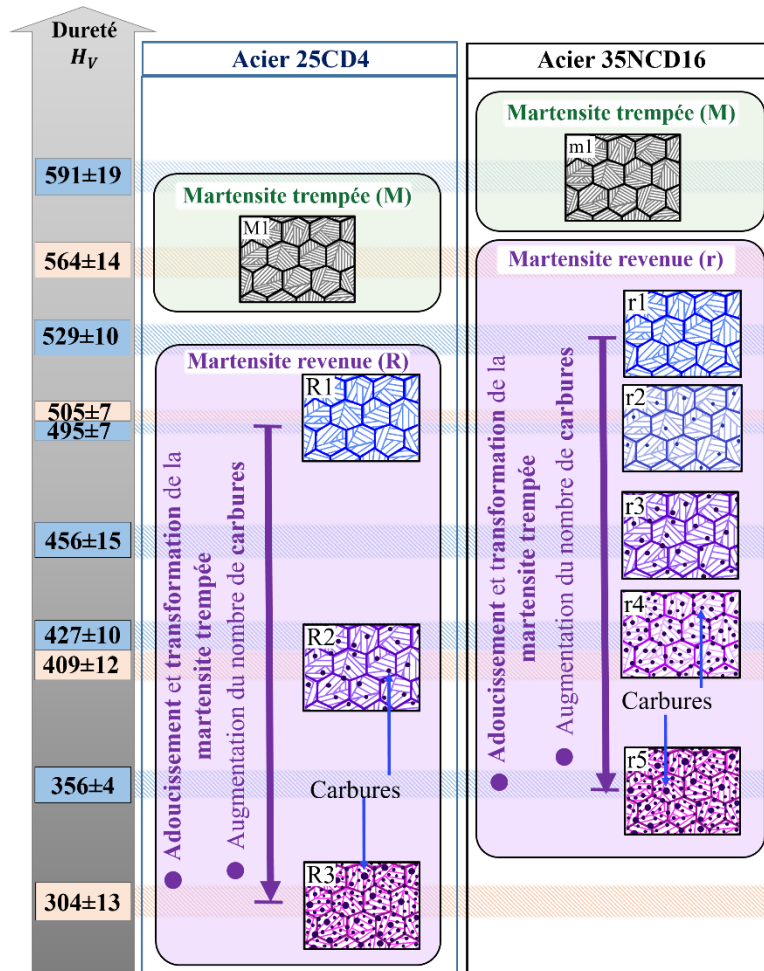
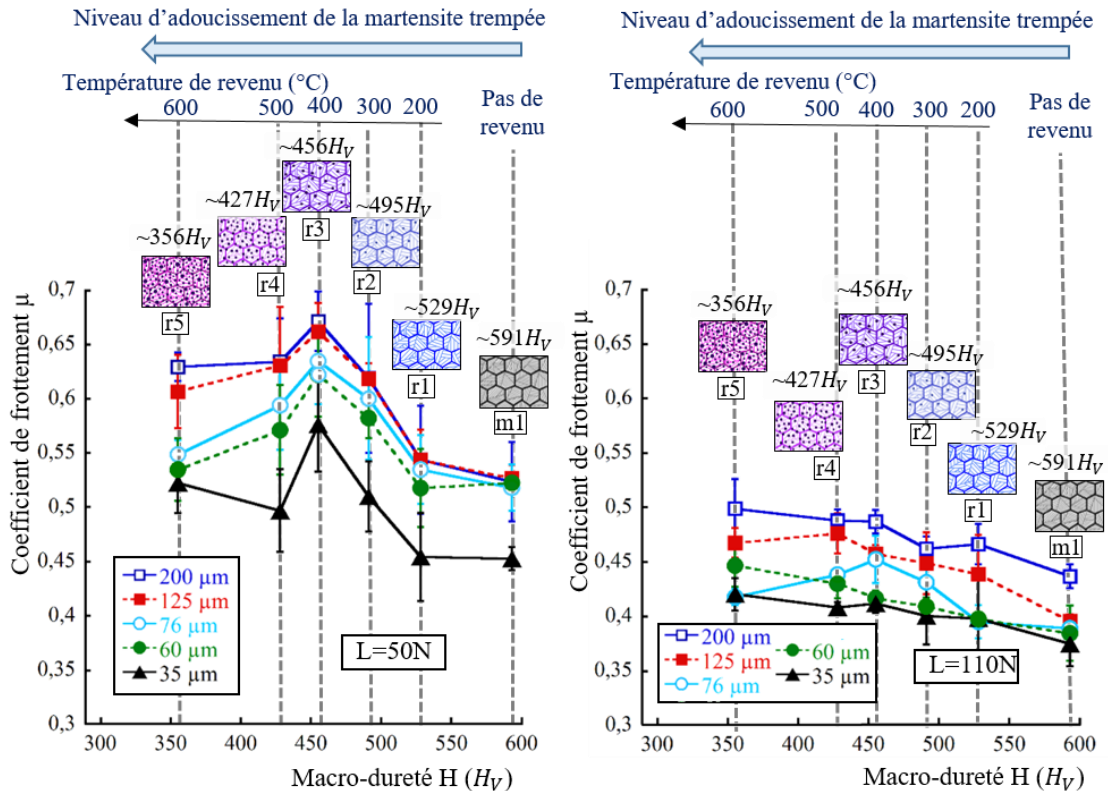


Figure III-5: Représentation schématique des microstructures pour différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée

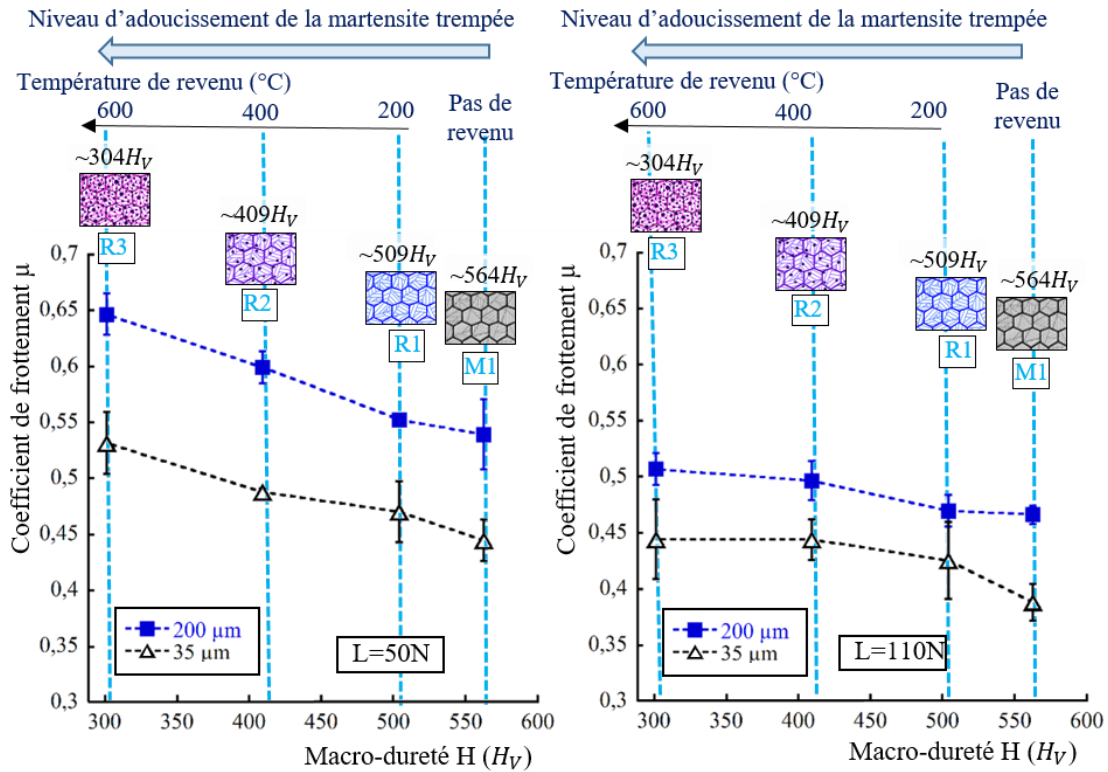
## 4.2 Résultats et discussions

Pour ces différentes microstructures pour ces deux aciers, la Figure III-6 montre l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la macro-dureté pour des chargements normaux de 50N et de 110N. Les résultats obtenus pour des chargements normaux intermédiaires de 70N dans le cas de l'acier 25CD4 et de 70N et 90N dans le cas de l'acier 35NCD16 sont présentés dans la Figure D-2 en Annexe D.



(a) Cas de l'acier 35NCD16

(b) Cas de l'acier 35NCD16



(c) Cas de l'acier 25CD4

(d) Cas de l'acier 25CD4

Figure III-6: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la macro-dureté  $H$  dans le cas de (a et b) l'acier 35NCD16 et de (c et d) l'acier 25CD4 pour des chargements normaux  $L$  de (a et c) 50N et de (b et d) 110N

### 4.2.1 Cas des faibles chargements

Dans le cas de l'acier 35NCD16 et pour un chargement normal de 50N, la Figure III-6 (a) montre que le coefficient de frottement augmente avec la **taille de particules abrasives** pour l'ensemble de ces microstructures. Puis, dans le cas de l'acier 25CD4 et pour ce même chargement normal, la Figure III-6 (c) montre également des coefficients de frottement plus élevés pour des grandes tailles de particules abrasives de 200 $\mu\text{m}$  par rapport à des plus faibles tailles de particules abrasives de 35 $\mu\text{m}$ . Ainsi, pour cette gamme de tailles de particules abrasives (de 35 $\mu\text{m}$  à 200 $\mu\text{m}$ ), cet effet de la taille de particules abrasives sur le coefficient de frottement est également souligné pour les microstructures martensitiques trempées dans la section 3.2.1.

De plus, les Figures III-6 (a et c) mettent en évidence l'effet du **niveau d'adoucissement de la martensite trempée** et donc de la **macro-dureté** sur le coefficient de frottement. Comme mentionnée dans le chapitre II, la variation de la température de revenu a pour but d'impacter le niveau d'adoucissement de la martensite trempée présentant une haute fragilité et une haute dureté. Ainsi, la variation du niveau d'adoucissement de la martensite trempée se caractérise par des évolutions de plusieurs caractéristiques microstructurales qui influencent directement la macro-dureté du matériau.

Dans le cas de l'acier 35NCD16 (Figure III-6 (a)), il est montré que le coefficient de frottement augmente à mesure que la macro-dureté augmente de 356 $H_v$  jusqu'à 456 $H_v$ . Puis, le coefficient de frottement diminue à mesure que la macro-dureté augmente de 456 $H_v$  jusqu'à 591 $H_v$ . Cette tendance est valable pour toutes les tailles de particules abrasives. Ainsi, les coefficients de frottement présentent un pic pour un niveau intermédiaire d'adoucissement de la martensite trempée associé à une microstructure transitoire entre de la martensite en forme de lattes et une microstructure composée de grains équiaxes et de carbures. Ce pic se situe ainsi pour une gamme de macro-dureté allant de 427 $H_v$  à 495 $H_v$  correspondant à des microstructures revenues à des températures allant de 300 à 500°C.

Dans le cas de l'acier 25CD4 (Figure III-6 (c)), il est montré que le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la macro-dureté en raison de la diminution du niveau d'adoucissement de la martensite trempée. Cette tendance est valable pour les deux tailles de particules abrasives de 200  $\mu\text{m}$  et 35  $\mu\text{m}$ . Ainsi, l'effet de cette microstructure transitoire constaté pour l'acier 35NCD16 n'est pas observé dans le cas de l'acier 25CD4. Néanmoins, dans le cas de l'acier 25CD4, aucune des microstructures générées ne présente une macro-dureté comprise dans l'intervalle de macro-duretés pour lequel le pic de coefficient de frottement est observé pour l'acier 35NCD16. Il aurait été souhaitable de tester d'autres microstructures avec des macro-duretés situées dans cet intervalle de macro-duretés allant de 429 $H_v$  à 492 $H_v$  en réalisant des revenus pour des températures allant de 400 à 600°C.

Signalons que pour les deux aciers, les microstructures martensitiques trempées (M1 et m1) présentent les coefficients de frottement les plus faibles au regard des microstructures revenues pour différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée et donc avec des macro-duretés plus faibles.

En complément, l'analyse des mécanismes d'usure dans la section 4.2.1 du chapitre IV est présentée afin d'investiguer les effets de la **taille de particules abrasives** et de la **microstructure** (et donc de la **macro-dureté**) sur le **coefficient de frottement**.

#### 4.2.2 Cas des forts chargements

Pour un chargement élevé de 110N comme présenté dans la Figure III-6 (b et d), il est montré que le coefficient de frottement augmente avec la **taille de particules abrasives** pour l'ensemble de ces microstructures pour les deux aciers. Cette tendance est valable également pour des chargements normaux de 70N et de 90N pour l'acier 35NCD16 (Figure D-2 (a et b) en Annexe D) et de 70N pour l'acier 25CD4 (Figure D-2 (c) en annexe).

De plus, dans le cas de l'acier 35NCD16 et pour un chargement normal de 110N, la Figure III-6 (b) montre que le coefficient de frottement diminue à mesure que la **macro-dureté** augmente en raison d'une diminution du **niveau d'adoucissement de la martensite trempée**. De plus, cette dernière tendance est valable pour toutes tailles de particules abrasives et pour des chargements normaux de 70N et 90N (Figure D-2 (a et b) en Annexe D). Par conséquent, le pic du coefficient de frottement observé (Figure III-6 (a)) pour une macro-dureté intermédiaire dans le cas d'un faible chargement normal de 50N est atténué à mesure que le chargement normal augmente. En effet, pour un chargement normal supérieur ou égal à 70N (Figure D-2 (c) en Annexe D et Figure III-6 (b)), le comportement au frottement est directement impacté par la macro-dureté qui prédomine donc sur l'effet de la microstructure. Dans le cas de l'acier 25CD4 et pour un fort chargement normal de 110N, la Figure III-6 (d) montre que le coefficient de frottement diminue à mesure que la macro-dureté augmente similairement à l'acier 35NCD16. Ainsi, pour l'acier 25CD4, cette tendance est valable pour tous les chargements normaux et pour toutes les tailles de particules abrasives.

Enfin, il est intéressant de souligner que l'effet de la macro-dureté pour les deux aciers tend à s'atténuer avec l'augmentation du chargement comme signalé dans le cas des microstructures martensitiques trempées dans la section 3.2.2.

Enfin, pour ces deux aciers, à mesure que le chargement normal augmente, le coefficient de frottement diminue pour ces différentes microstructures martensitiques revenues et ces différentes tailles de particules abrasives. L'évolution du coefficient de frottement en fonction de la charge normale pour chacune des différentes tailles de particules abrasives est présentée dans la Figure D-3 en Annexe D pour l'acier 35NCD16 et dans la Figure III-17 dans la section 7.2.2 pour l'acier 25CD4. Pour l'acier 35NCD16, à mesure que le chargement normal augmente, la diminution du coefficient de frottement semble s'atténuer plus particulièrement à mesure que la taille de particules abrasives diminue. Pour l'acier 25CD4, ces évolutions sont davantage analysées dans la section 7.2.2.

## 4.3 Synthèse

**Pour conclure, ces résultats montrent que :**

➤ Pour l'acier 35NCD16 :

A faibles chargements, le **coefficient de frottement** présente un pic pour une **microstructure intermédiaire** située autour d'une gamme intermédiaire de macro-dureté allant de  $430H_V$  à  $490H_V$  correspondant à un niveau intermédiaire d'adoucissement de la martensite trempée. Cette macro-dureté intermédiaire semble présenter une microstructure intermédiaire entre de la martensite en forme de lattes et une microstructure composée de grains équiaxes et de carbures. Cette tendance est valable pour toutes tailles de particules abrasives.

A forts chargements, cet effet de la **microstructure intermédiaire** sur le **coefficient de frottement** diminue indépendamment de la taille de particules abrasives. En effet, le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la macro-dureté malgré la variation des caractéristiques microstructurales.

➤ Pour l'acier 25CD4 :

Le **coefficient de frottement** diminue à mesure que la macro-dureté augmente indépendamment de la taille de particules abrasives et du chargement normal. De plus, à mesure que le **chargement normal** augmente, l'effet de la macro-dureté sur le coefficient de frottement s'atténue.

➤ Pour les deux aciers et pour toutes les microstructures, le coefficient de frottement augmente avec la taille de particules abrasives (allant de  $35\ \mu\text{m}$  à  $200\ \mu\text{m}$ ) indépendamment du chargement normal. Plus particulièrement, l'impact de la taille de **rugosité** sur le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation du **chargement normal**.

## 5. Effet de la fraction volumique de martensite

### 5.1 Introduction

Dans le cadre de microstructures dual-phase, l'effet de la fraction volumique  $\alpha_M$  de martensite et donc de la macro-dureté sur le comportement au frottement de l'acier 25CD4 est investigué. Pour cela, comme présentées dans le Chapitre II et dans la Figure III-7, quatre différentes microstructures dual-phase (DP1d, DP1c, DP1b et DP1a) sont générées pour des fractions volumiques de martensite  $\alpha_M$  allant de 45% à 79% avec des macro-duretés qui augmentent de  $309\ H_V$  à  $495\ H_V$ . Les chargements normaux et les tailles de particules abrasives utilisées sont présentés dans le Tableau III-1.

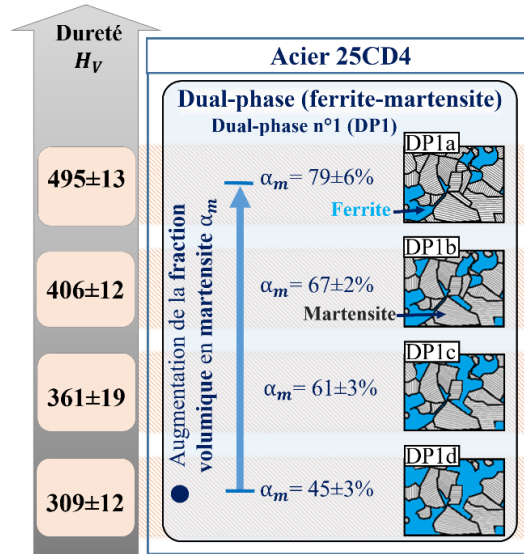


Figure III-7: Représentation schématique des microstructures dual-phase avec des colonies de martensite de tailles importantes avec une forme équiaxe

## 5.2 Résultats et discussions

Pour ces quatre microstructures dual-phase, la Figure III-8 montre l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la fraction volumique de martensite pour différentes tailles de particules abrasives et chargements normaux. Les résultats obtenus pour un chargement normal intermédiaire de 70N sont présentés dans la Figure D-4 dans l'Annexe D.

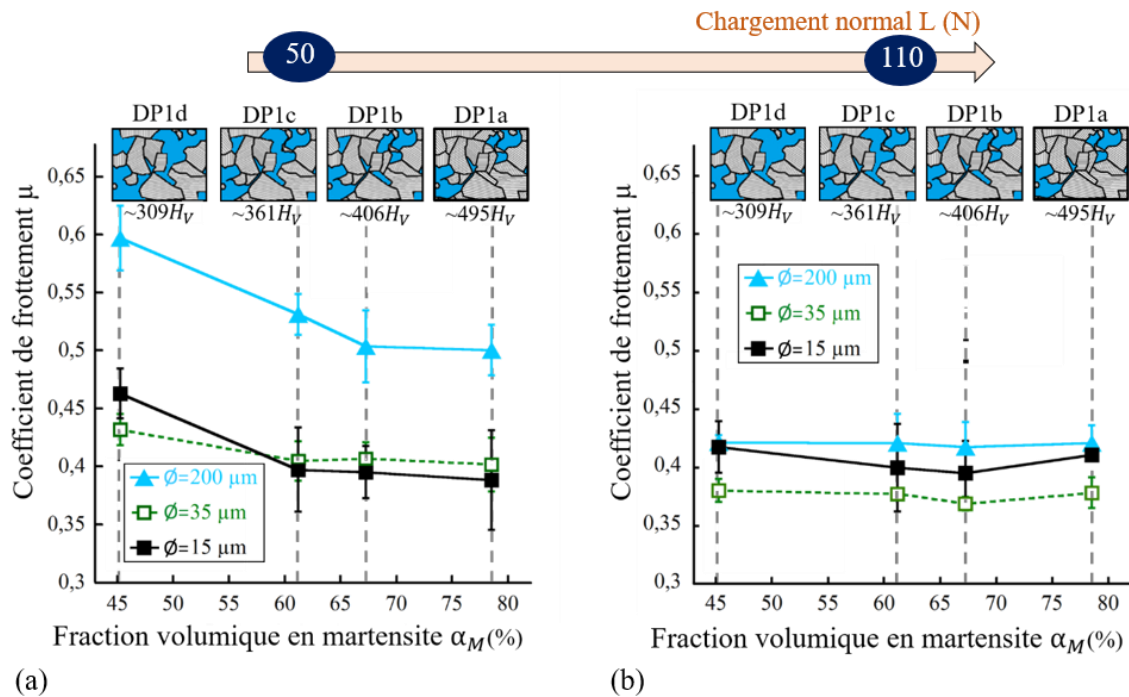


Figure III-8: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la fraction volumique de martensite  $\alpha_M$  pour des microstructures dual-phase, pour trois tailles de particules abrasives  $\phi$  et pour des chargements normaux L de (a) 50N et de (b) 110N



### 5.2.1 Cas des faibles chargements

Pour un chargement de 50N comme présenté dans la Figure III-8 (a), il est montré que le coefficient de frottement dépend de la **taille des particules abrasives** et donc de la rugosité. Pour la microstructure DP1d présentant la plus faible fraction volumique de martensite et donc la plus faible macro-dureté, le coefficient de frottement est minimisé pour une taille optimale de particules abrasives de 35  $\mu\text{m}$ . Pour les autres microstructures (DP1a, DP1b et DP2c) avec des fractions volumiques de martensite supérieures à 45% et les macro-duretés les plus élevées, la taille optimale de particules abrasives se situe autour de 15 et de 35  $\mu\text{m}$ . Ainsi, le coefficient de frottement est minimisé pour une taille optimale de particules abrasives qui semblerait diminuer avec l'augmentation de la fraction volumique de martensite et donc de la macro-dureté. Pour vérifier cette dernière tendance, il serait souhaitable d'étudier un plus grand nombre de particules abrasives pour cet intervalle de rugosité.

De plus, la Figure III-8 (a) montre que le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la **fraction volumique de la martensite dure** impactant la **macro-dureté**. Cette évolution du coefficient de frottement est valable pour toutes les tailles de particules abrasives. Ainsi, le comportement au frottement de ces microstructures dual-phase dépend de la macro-dureté et donc des proportions de ces deux phases. L'effet de la fraction volumique de martensite et donc de la macro-dureté sur le coefficient de frottement est également constaté dans le cas d'un acier avec une teneur en carbone de 0,42% [Tyagi, 2002] et d'un acier avec 0,21% de carbone [Abouei, 2007a]. Plus particulièrement, la Figure III-8 (a) montre que lorsque la fraction volumique de martensite augmente jusqu'à atteindre une fraction critique proche de 65%, le coefficient de frottement diminue puis se stabilise.

En complément, l'analyse des mécanismes d'usure dans la section 5.2.1 du chapitre IV est présentée afin d'investiguer les effets de la **taille de particules abrasives** et de la **fraction volumique de la martensite** (et donc de la **macro-dureté**) sur le **coefficient de frottement**.

### 5.2.2 Cas des forts chargements

Pour un chargement normal de 110N comme présenté dans la Figure III-8 (b), le coefficient de frottement est minimisé pour une **taille optimale de particules abrasives** de 35 $\mu\text{m}$  pour les quatre microstructures dual-phase. Cette tendance est donc similaire à celle soulignée pour les microstructures martensitiques trempées dans la section 3.2.2. Ainsi, pour des chargements normaux supérieurs ou égaux à 70N (Figure D-4 en Annexe D et Figure III-8 (b)), cette taille optimale de particules abrasives ne dépend pas de la microstructure et de la macro-dureté. Parallèlement, la Figure III-8 met en évidence que l'effet de la taille de particules abrasives sur le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation du chargement normal.

De plus, la Figure III-8 (b) montre que le coefficient de frottement est insensible à la **fraction volumique de martensite** et donc à la **macro-dureté** pour les trois tailles de particules abrasives. Ainsi, à mesure que le chargement normal augmente, la sensibilité du coefficient de frottement à la fraction volumique en martensite et donc à la macro-dureté diminue. La diminution de l'effet de la microstructure et de la macro-dureté est également soulignée pour les précédentes microstructures étudiées dans les sections 3 et 4.

Enfin, à mesure que le **chargement normal** augmente, le coefficient de frottement diminue pour ces trois tailles de particules abrasives. Cette dernière évolution est davantage analysée dans la section 7.2.2.

En complément, dans la section 5.2.2 du chapitre IV, les mécanismes d'usure générés sont discutés afin d'investiguer les effets de la **taille de particules abrasives** et de la **fraction volumique de la martensite** sur le **coefficient de frottement**.

### 5.3 Synthèse

**Pour conclure, ces résultats montrent que :**

- La hausse de la **fraction volumique de martensite** s'accompagnant d'une hausse de la macro-dureté initiale de l'acier entraîne la diminution du **coefficient de frottement** indépendamment de la taille de particules abrasives et plus particulièrement pour les faibles chargements normaux.
- Le **coefficient de frottement** est minimisé pour une **taille optimale de particules abrasives** située globalement autour de 35  $\mu\text{m}$  pour les différentes microstructures dual-phase indépendamment du chargement normal. Néanmoins, pour un faible chargement et pour les microstructures dual-phase avec les plus hautes fractions volumiques de martensite et les plus hautes macro-duretés, le coefficient de frottement est minimisé pour une taille optimale de particules abrasives autour de 15  $\mu\text{m}$  et de 35  $\mu\text{m}$ . Ainsi, pour un faible chargement, la rugosité optimale minimisant le coefficient de frottement semble être impactée par la fraction volumique de martensite et donc de dureté du matériau. Pour vérifier cette dernière tendance, il serait souhaitable d'étudier un plus grand nombre de particules abrasives dans cet intervalle de rugosité. En revanche, pour des chargements élevés, la rugosité optimale minimisant le coefficient de frottement ne semble pas dépendre de la microstructure et de la macro-dureté.
- L'impact de la taille la **fraction volumique de martensite** et de la **rugosité** sur le **coefficient de frottement** diminue avec l'augmentation du **chargement normal**. Néanmoins, l'effet de la microstructure devient très négligeable par rapport à l'effet de la rugosité sur le coefficient de frottement.

## 6. Effet de la morphologie des colonies de martensite

### 6.1 Introduction

Dans le cadre de microstructures dual-phase avec des niveaux de macro-dureté similaires, l'effet de la morphologie des colonies de martensite sur le comportement au frottement de l'acier 25CD4 est investigué. Pour cela, comme présentées dans le Chapitre II et dans la Figure III-9, trois différentes microstructures dual-phase (DP1, DP2 et DP3) avec différentes morphologies de colonies de martensite sont générées. Plus particulièrement, chacune de ces trois microstructures ont été générées pour trois différentes fractions volumiques de martensite impliquant une variation de la macro-dureté allant de de 311  $H_V$  à 500  $H_V$ . Par la suite, le comportement au frottement de la microstructure dual-phase n°1 présenté dans la section 5 est ainsi confronté avec ceux des deux microstructures dual-phase n°2 et n°3. Les chargements normaux et les tailles de particules abrasives utilisées sont présentés dans le Tableau III-1.

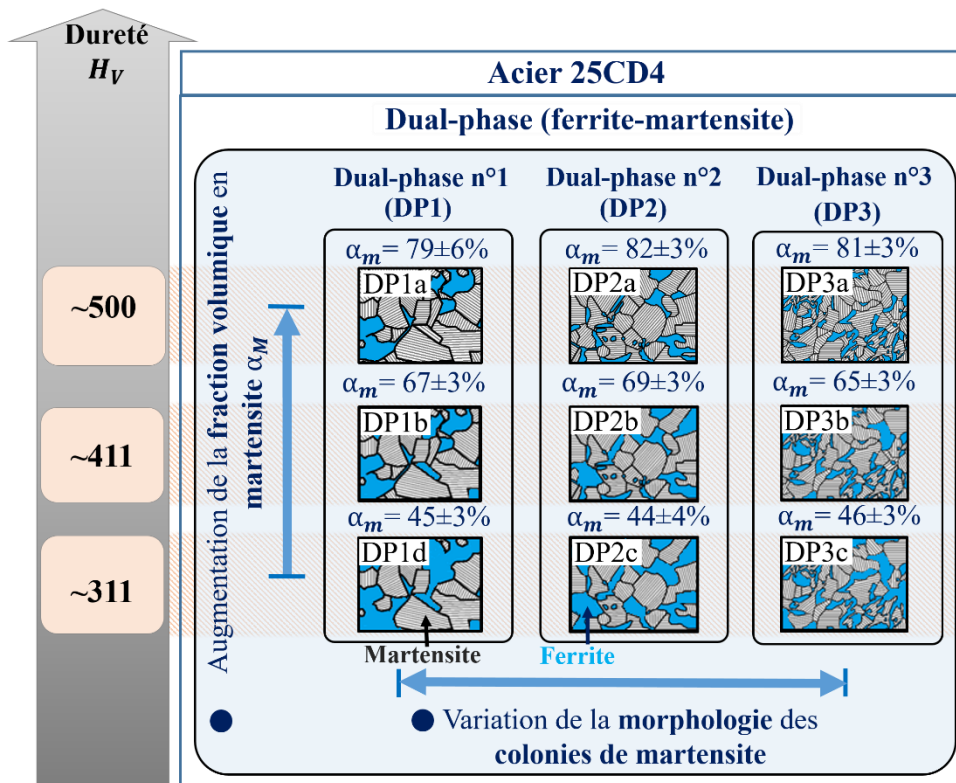


Figure III-9: Représentation schématique des trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite et pour différentes fractions volumiques de martensite dans le cas de l'acier 25CD4

## 6.2 Résultats et discussions

### 6.2.1 Cas des faibles chargements

La Figure III-10 montre l'évolution du coefficient de frottement pour ces trois microstructures dual-phase en fonction de la **taille de particules abrasives** et du niveau de macro-dureté pour un chargement normal de 50N.

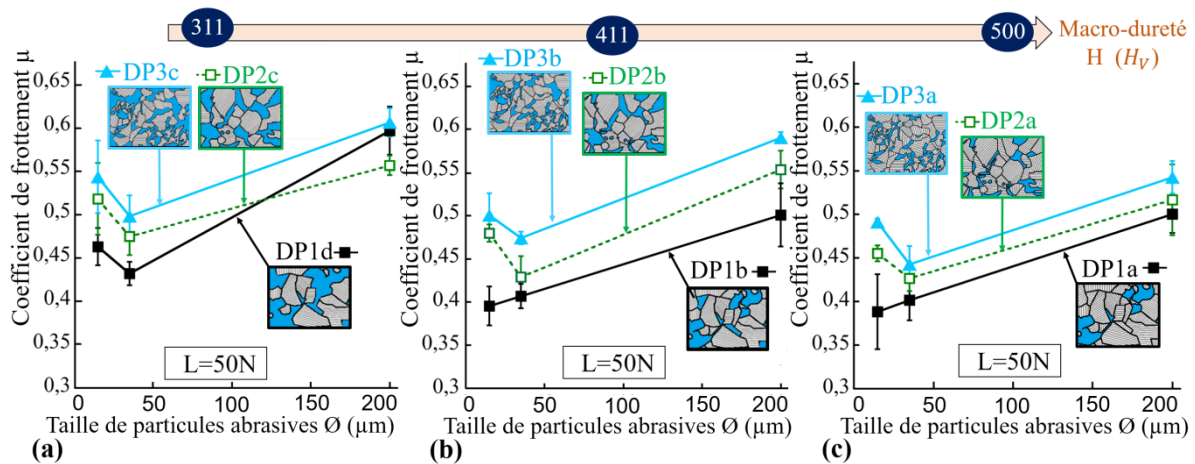


Figure III-10: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\varnothing$  pour un chargement normal  $L$  de 50N et pour une macro-dureté  $H$  de (a) 311 $H_V$ , (b) 411  $H_V$  et (c) 500 $H_V$

La figure III-10 montre que les deux microstructures dual-phase (DP2 et DP3) avec les plus petites colonies de martensite présentent des coefficients de frottement minimisés pour une taille optimale de particules abrasives située autour de 35 $\mu\text{m}$  indépendamment de la macro-dureté. En revanche, comme souligné dans la section 5, dans le cas des microstructures dual-phase (DP1) avec des grandes colonies de martensite équiaxe, cette taille optimale de particules abrasives est située autour de 15  $\mu\text{m}$  et 35  $\mu\text{m}$  pour des macro-duretés de 510 $H_V$  et de 410 $H_V$  et autour de 35 $\mu\text{m}$  pour une macro-dureté de 310 $H_V$ . Ainsi, ces résultats semblent signifier que cette taille optimale de particules abrasives diminue avec l'augmentation de la fraction volumique de martensite (et donc de la macro-dureté) pour la microstructure Dual-Phase n°1 (DP1). De plus, d'autres travaux [Calcagnotto, 2011], [Saeidi, 2014], [Karmakar, 2013], [Zhang, 2015] ont montré que les microstructures dual-phase avec de grandes colonies de martensite sont moins ductiles que les microstructures dual-phase avec des plus petites colonies de martensite. Ainsi, cette diminution de la taille optimale de particules abrasives dans le cas des microstructures DP1 peut provenir d'une ductilité du matériau plus faible par rapport à celles des microstructures DP2 et DP3. Ce résultat sera discuté en lien avec les mécanismes d'usure dans le Chapitre IV dans la section 6.2.1.

De plus, pour ces trois microstructures dual-phase avec **différentes morphologies de colonies de martensite**, la Figure III-11 montre l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la macro-dureté pour les trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N.

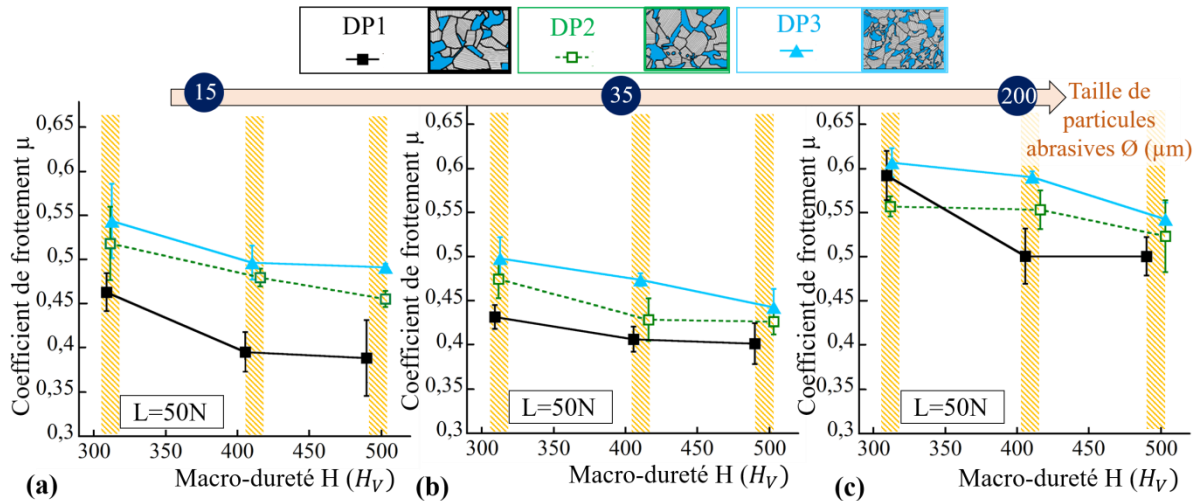


Figure III-11: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 50N et pour une taille de particules abrasives  $\varnothing$  de (a)  $15\mu\text{m}$ , (b)  $35\mu\text{m}$  et (c)  $200\mu\text{m}$

La Figure III-11 montre que le coefficient de frottement est minimisé par les microstructures dual-phase présentant les plus grandes colonies de martensite avec une forme équiaxe (DP1), suivies par les colonies de martensite avec une taille plus faible et une forme équiaxe (DP2) et enfin par les plus petites colonies de martensite avec une forme fibreuse (DP3). Cette tendance est valable pour pratiquement toutes les tailles de particules abrasives.

Pour chaque niveau de macro-dureté, ces trois microstructures dual-phase présentent des fractions volumiques de martensite très proches induisant des teneurs en carbone et donc des macro-duretés similaires des phases martensitiques comme montrées dans le chapitre II. Ainsi, ces différentes morphologies de colonies de martensite semblent être responsables de ces différents comportements au frottement. De plus, d'autres travaux [Kim, 1981], [Jafari, 2016] ont montré que la variation de la morphologie de colonies de martensite contribue à faire varier les concentrations de contraintes aux niveaux des interfaces entre les deux phases et la plasticité du matériau. Il est important de souligner que pour une microstructure dual-phase et suite à une sollicitation, des concentrations de contrainte sont générées au niveau de l'interface entre la phase molle, correspondant à la ferrite, et la phase dure, correspondant à la martensite. En effet, la phase molle aura tendance à se déformer beaucoup plus que la phase dure générant des concentrations de contrainte au niveau des interfaces. De plus, lors d'essais mécaniques présentés dans les travaux [Kim, 1981], [Jafari, 2016], il est montré que les microstructures dual-phase avec des colonies de martensite de forme équiaxe et de taille importante se déforment moins plastiquement que les microstructures dual-phase avec des colonies de martensite fines et fibreuses. En

effet, il a été montré que les microstructures dual-phase avec des colonies de martensite de tailles importantes présentent des concentrations de contraintes plus élevées et une ductilité inférieure par rapport aux microstructures dual-phase avec des plus petites colonies de martensite [Calcagnotto, 2011], [Saeidi, 2014], [Karmakar, 2013], [Zhang, 2015].

Ainsi, ces différentes caractéristiques précédemment énoncées influencent certainement le comportement tribologique. Lors des essais de frottement, le contact induit par les grains abrasifs entraîne une déformation plastique au niveau de la phase ferritique caractérisée par une faible dureté et une grande ductilité. Parallèlement, les colonies de martensite dures limitent le niveau de pénétration dans la ferrite et donc la déformation plastique de la surface en augmentant les concentrations de contrainte au niveau des interfaces entre les deux phases [Modi, 2007b].

Par conséquent, ces variations de coefficients de frottement peuvent s'expliquer par différentes répartitions de la charge entre les phases. En effet, à mesure que la fraction volumique de martensite diminue et/ou que la taille des colonies de martensite diminue et la forme devient fibreuse, la phase ferritique supporte davantage la charge en raison de l'isolement de la martensite dans une matrice ferritique. Du fait de sa ductilité, les grains abrasifs auront tendance à plus pénétrer la phase ferritique entraînant une plus forte déformation plastique de la phase ce qui pourrait expliquer une hausse du coefficient de frottement comme constatée pour la microstructure DP3. A l'inverse, à mesure que la fraction volumique de martensite augmente et/ou que la taille des colonies de martensite augmente et que leur morphologie devient équiaxe, la phase martensitique supporte davantage la charge en raison de l'isolement de la ferrite dans une matrice martensitique qui ne permet pas le transfert de la charge. La faible ductilité du matériau conduit à une diminution de la profondeur de pénétration des grains abrasifs qui pourrait expliquer une baisse du coefficient de frottement comme constatée pour la microstructure DP1. Lors d'essais de rayures dans les travaux de X. Xu *et al.* [Xu, 2016a], cet effet de la morphologie de colonies de martensite dans le cas de microstructures dual-phase sur la profondeur de pénétration d'un indenteur a également été souligné.

Enfin, pour ces trois microstructures dual-phase (DP1, DP2 et DP3), la Figure III-11 montre que les coefficients de frottement diminuent à mesure que la **fraction volumique de martensite** impactant la **macro-dureté** augmente. Comme présenté pour la microstructure dual-phase n°1 (DP1) dans la section 5.2.1, cet effet de la fraction volumique de martensite et donc de la macro-dureté se confirme avec les deux autres microstructures dual-phase n°2 et n°3 (DP2 et DP3) caractérisées par différentes morphologies des colonies de martensite. Ainsi, pour une microstructure dual-phase avec une morphologie de colonies de martensite donnée, le coefficient de frottement dépend directement de la fraction volumique de martensite et donc de la macro-dureté.

En complément, dans la section 6.2.1 du chapitre IV, les mécanismes d'usure générés sont discutés afin d'investiguer les effets de la **taille de particules abrasives**, la **morphologie de colonie de martensite** et de la **fraction volumique de la martensite** sur le **coefficient de frottement**.

### 6.2.2 Cas des forts chargements

Pour un chargement de 110N, la Figure III-12 montre l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la **taille de particules abrasives** pour les trois niveaux de macro-dureté et pour les trois morphologies de colonies de martensite. Cette figure montre que les coefficients de frottement sont minimisés pour une taille de particules abrasives intermédiaire de 35  $\mu\text{m}$  pour les trois différentes microstructures dual-phase et pour les trois différentes macro-duretés comme soulignées pour les microstructures martensitiques trempées dans la section 3.2.2. Cette tendance est valable également pour un chargement normal de 70N (Figure D-6 en Annexe D). Finalement, à mesure que le chargement normal augmente, cette taille optimale de particules abrasives reste inchangée pour les trois microstructures dual-phase indépendamment de la fraction volumique de martensite et donc de la macro-dureté. Parallèlement, la comparaison entre la Figure III-10 et la Figure III-12 permet de mettre également en évidence la réduction de l'effet de la taille de particules abrasives sur le coefficient de frottement avec l'augmentation du chargement normal.

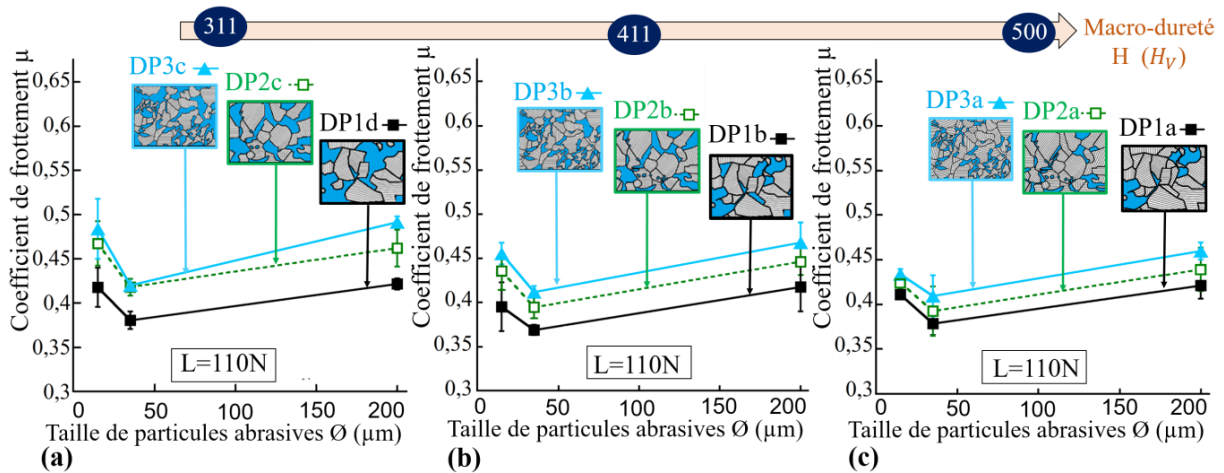


Figure III-12: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la taille de particule abrasive  $\varnothing$  pour un chargement normal  $L$  de 110N et pour une macro-dureté  $H$  de (a) 311 $H_V$ , (b) 411  $H_V$  et (c) 500 $H_V$

Pour les trois microstructures dual-phase avec différentes **morphologies de colonies de martensite**, la Figure III-13 montre l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la macro-dureté pour les trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 110N. De plus, les résultats obtenus pour un chargement normal intermédiaire de 70N sont présentés dans la Figure D-5 dans l'Annexe D.



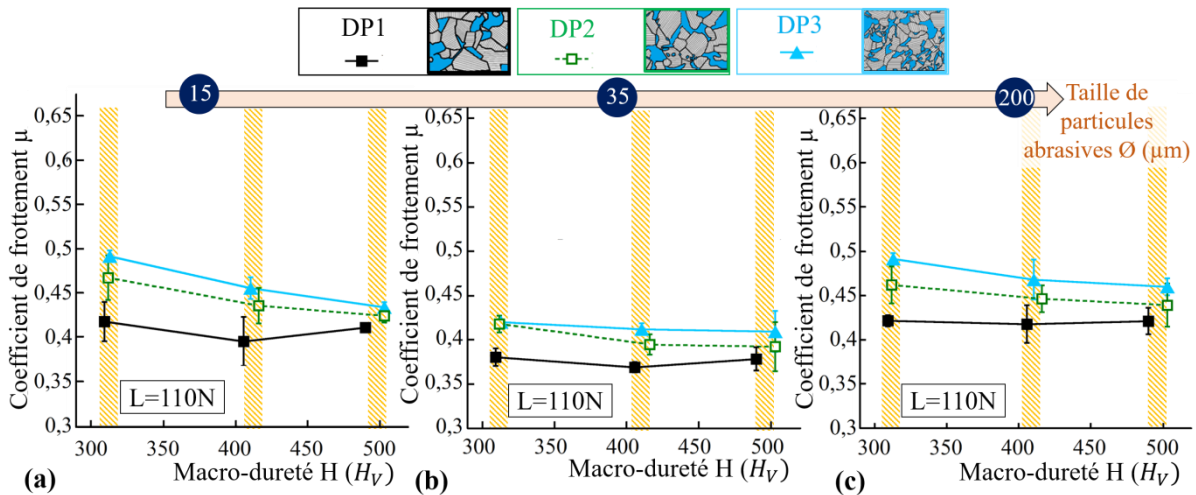


Figure III-13: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 110N et pour une taille de particules abrasives  $\varnothing$  de (a) 15 $\mu\text{m}$ , (b) 35 $\mu\text{m}$  et (c) 200 $\mu\text{m}$

Pour un chargement normal de 110N comme illustré dans la Figure III-13, l'ordre des microstructures minimisant le coefficient de frottement reste identique à la tendance obtenue pour un faible chargement de 50N (Figure III-11). De plus, cette tendance est valable pour les différents chargements normaux et les différentes tailles de particules abrasives. Comme souligné pour la microstructure dual-phase n°1 dans la section 5.2.2, il est montré que les deux autres microstructures dual-phase (n°2 et n°3) avec différentes morphologies de colonies de martensite présentent un coefficient de frottement insensible à la fraction volumique de martensite et donc à la macro-dureté. De plus, à mesure que le chargement normal augmente, la sensibilité du coefficient de frottement à la morphologie de colonies de martensite diminue pour les trois tailles de particules abrasives. Ce dernier résultat est similaire avec les tendances observées pour les précédentes microstructures étudiées dans les sections 3, 4 et 5.

Enfin, à mesure que le **chargement normal** augmente, le coefficient de frottement diminue pour ces trois tailles de particules abrasives. Cette dernière évolution est davantage analysée dans la section 7.2.2.

### 6.3 Synthèse

**Pour conclure, ces résultats montrent que :**

- La hausse de la **fraction volumique de martensite** s'accompagnant d'une hausse de la macro-dureté initiale de l'acier entraîne la diminution du **coefficient de frottement** indépendamment de la **morphologie de colonies de martensite**, de la taille de particules abrasives et plus particulièrement pour les faibles chargements normaux.

- Pour une même fraction volumique de martensite et donc une même macro-dureté, le **coefficient de frottement** diminue à mesure que la taille de **colonies de martensite** augmente et que la forme devient équiaxe. En revanche, le coefficient de frottement augmente à mesure que la taille de colonies de martensite diminue et que la forme devient fibreuse. Ces dernières tendances sont valables pour toutes les macro-duretés, les tailles de particules abrasives et les chargements normaux.
- Le **coefficient de frottement** est minimisé pour une **taille optimale de particules abrasives** située globalement autour de 35  $\mu\text{m}$  pour tous les échantillons avec différentes **morphologies de colonies de martensite**, **macro-duretés** et pour tous chargements normaux. Néanmoins, pour un faible chargement et pour les microstructures dual-phase n°1 avec des grandes colonies de martensite équiaxes avec les plus hautes fractions volumiques de martensite et donc les plus hautes macro-duretés, le coefficient de frottement est minimisé pour une taille optimale de particules abrasives autour de 15  $\mu\text{m}$  et de 35  $\mu\text{m}$  comme montré dans la section 5.2.2. En revanche, pour des chargements élevés, la rugosité optimale minimisant le coefficient de frottement ne semble pas dépendre de la **morphologie de colonies de martensite**, de la **fraction volumique de martensite** et donc de la **macro-dureté**.
- Les impacts de la **morphologie de colonie de martensite**, de la **fraction volumique de martensite**, de la **macro-dureté** et de la **rugosité** sur le **coefficient de frottement** diminuent avec l'augmentation du **chargement normal**.

## 7. Comparaison de différentes microstructures

### 7.1 Introduction

Dans le cas de l'acier 25CD4, les comportements au frottement de 17 différents échantillons pour différents niveaux de macro-dureté allant de 310  $H_V$  à 560  $H_V$  sont investigués. Ces 17 différents échantillons sont présentés dans le Chapitre II et représentés dans la Figure III-14. Deux objectifs sont visés par cette étude.

Pour le premier objectif, il s'agit d'identifier l'effet de la microstructure sur le comportement au frottement en fixant à la fois la composition chimique et la macro-dureté. Cinq microstructures différentes sont comparées pour des niveaux de macro-dureté similaires de 310  $H_V$ , 410  $H_V$  et 500  $H_V$ . En effet, des microstructures martensitiques trempées, des microstructures martensitiques revenues et trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite et une microstructure multi-phase sont étudiées. Les comportements au frottement de certaines de ces microstructures ont été étudiés séparément dans les sections 3, 4, 5 et 6. Pour le second objectif, il s'agit d'examiner l'effet de la

macro-dureté pour une microstructure donnée. Parallèlement, cette étude permet de confronter le comportement au frottement de différentes microstructures générées pour un large spectre de macro-dureté pour un même acier. Les chargements normaux et les tailles de particules abrasives utilisées sont présentés dans le Tableau III-1.

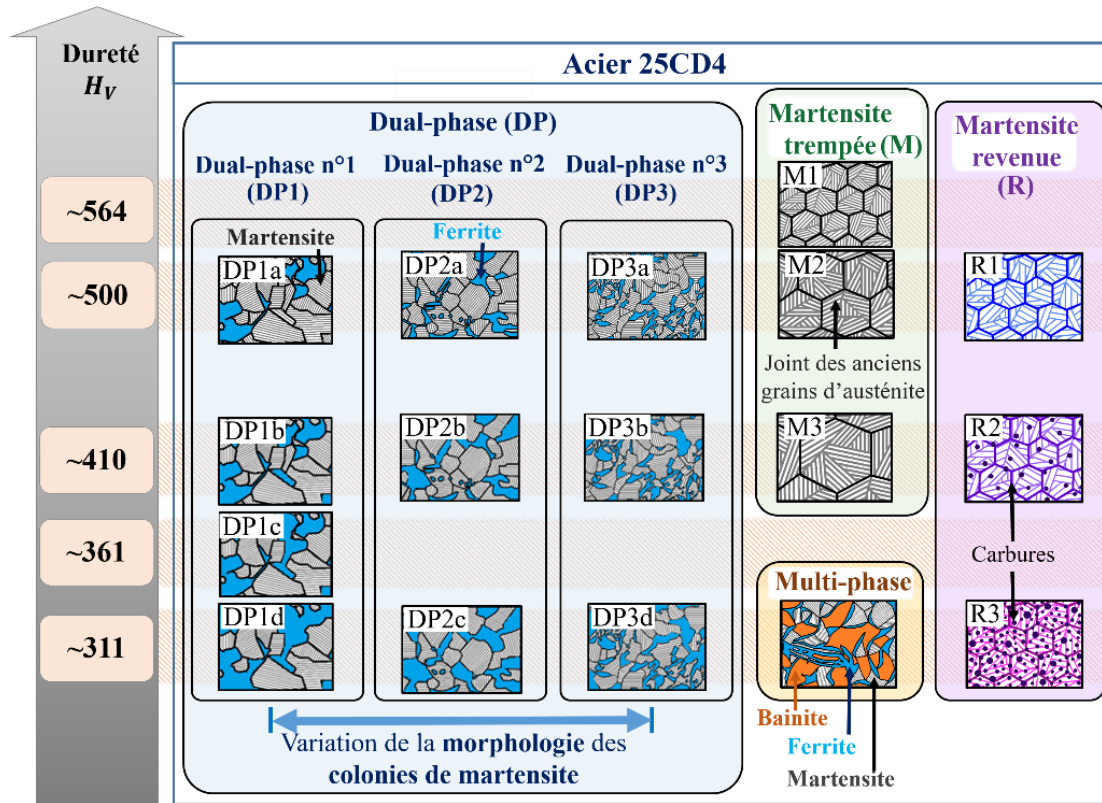


Figure III-14: Représentation schématique de l'ensemble des différentes microstructures pour différentes macro-duretés générées dans le cas de l'acier 25CD4

## 7.2 Résultats et discussions

### 7.2.1 Cas des faibles chargements

Pour les trois différents niveaux de macro-dureté de 311  $H_V$ , 410  $H_V$  et 500  $H_V$ , la Figure D-7 placée dans l'Annexe D montre l'évolution du coefficient de frottement des différentes microstructures en fonction de la **taille de particules abrasives** pour un chargement normal de 50N. Dans les Figures III-4, III-6, III-8 et III-12, il est montré que les coefficients de frottement des différents échantillons sont minimisés pour une taille optimale de particules abrasives de 35 $\mu\text{m}$  à l'exception des échantillons DP1a, DP1b et DP1c et M1 qui semblent être minimisés pour une taille optimale de particules abrasives autour de 15  $\mu\text{m}$  et 35  $\mu\text{m}$ . Ce résultat sera discuté en lien avec les mécanismes d'usure dans le Chapitre IV dans la section dans les sections 3.2.1 et 6.2.1.

De plus, pour les 17 échantillons, la Figure III-15 montre l'évolution de coefficient de frottement en fonction de la **macro-dureté** pour les trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N.

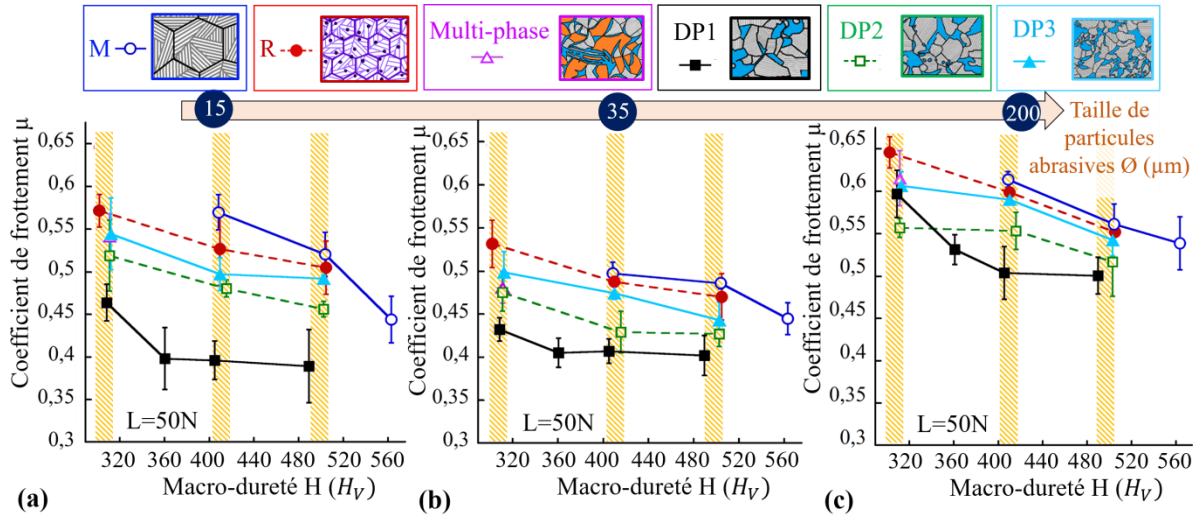


Figure III-15: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 50N et pour une taille de particules abrasives  $\varnothing$  de (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$

Les comportements au frottement des différentes microstructures pour des **niveaux de macro-dureté similaires** sont comparés. Pour les trois niveaux de macro-dureté, les microstructures dual-phase (DP) composées de ferrite et de martensite minimisent le coefficient de frottement.

Plus particulièrement, pour des niveaux de **macro-dureté de 500  $H_V$  à 410  $H_V$**  comme montré dans la Figure III-15, le coefficient de frottement est minimisé par les microstructures dual-phase (DP), suivies par les microstructures martensitiques revenues (R) et suivies par les microstructures martensitiques trempées (M). Cette tendance est valable pour toutes tailles de particules abrasives. Comparées aux microstructures martensitiques trempées (M) et martensitiques revenues (R), les microstructures dual-phase (DP) se différencient notamment par la présence d'une martensite plus dure. En effet, cette dernière étant présente en plus faible proportion, la phase martensitique des microstructures dual-phase (DP) se caractérise probablement par une dureté locale plus élevée en raison d'une haute teneur en carbone comme expliqué dans le chapitre II. Pour estimer la dureté de la martensite de ces différentes microstructures, il serait intéressant de réaliser des essais de nanoindentation complémentaires. Ainsi, comparée à la martensite des microstructures martensitiques trempées (M) et martensitiques revenues (R), la martensite plus dure des microstructures dual-phase (DP) permet de conférer au matériau un meilleur comportement au frottement pouvant s'expliquer par des plus faibles profondeurs de pénétration des grains abrasifs à la surface des pions. De plus, comparée aux microstructures martensitiques trempées (M), la présence de carbures, des lattes de martensite appauvries en carbone et des anciens grains

d'austénite plus fins dans le cas de microstructures martensitiques revenues (R) conduisent à générer un coefficient de frottement plus élevé.

Pour un niveau de **macro-dureté de 311  $H_V$**  comme montré dans la Figure III-15, le coefficient de frottement est minimisé par les microstructures dual-phase (DP1 puis DP2) avec des colonies de martensite équiaxe suivies par les microstructures dual-phase (DP3) avec des fines colonies de martensite fibreuses et par la microstructure multi-phase (MP). Enfin, les microstructures martensitiques revenues (R) présentent les coefficients de frottement les plus élevés. Cette tendance est pratiquement valable pour toutes tailles de particules abrasives. Similairement aux macro-duretés de 500  $H_V$  et 410  $H_V$ , les microstructures dual-phase (DP) présentent des coefficients de frottement plus faibles que ceux des microstructures martensitiques revenues (R). D'autre part, la microstructure multi-phase (MP) et la microstructure dual-phase (DP3) avec des fines et fibreuses colonies de martensite présentent des coefficients de frottement proches. Comparées aux autres microstructures dual-phase (DP1 et DP2), les microstructures multi-phase (MP) et dual-phase (DP3) présentent les morphologies des phases dures proches pouvant expliquer ces coefficients de frottement similaires.

Par ailleurs, pour une microstructure donnée, la Figure III-15 montre que les coefficients de frottement sont influencés par la macro-dureté. En effet, le coefficient de frottement diminue à mesure que la macro-dureté augmente pour chacune des microstructures suivantes :

- Microstructure martensitique trempée (M),
- Microstructure martensitique revenue (R),
- Microstructure dual-phase pour une morphologie de colonies de martensite donnée (DP).

Ces évolutions sont précédemment étudiées respectivement dans les sections 3, 4 et 6.

La Figure III-15 montre également que la microstructure martensitique trempée (M) avec la macro-dureté la plus élevée de 564 $H_V$  ne présente pas le coefficient de frottement le plus faible. En effet, les microstructures dual-phase (DP1a, DP1b et DP1c), avec une faible proportion de ferrite ainsi que des colonies de martensite, de taille importante et de forme équiaxe, améliorent le comportement au frottement de cet acier. Comme expliqué dans le Chapitre I, les travaux de Narayanaswamy *et al.* [Narayanaswamy, 2016b] montre qu'un acier multiphase de type perlitique minimise le coefficient de frottement par rapport à un acier monophasé martensitique. Les auteurs expliquent que les phases fragiles et dures représentent des obstacles permettant de résister à la pénétration et à l'avancement du grain abrasif lors de la formation d'une rayure. Ainsi, ce dernier phénomène permet d'expliquer la minimisation du coefficient de frottement pour une microstructure dual-phase par rapport à cette microstructure martensitique trempée.



Des examens complémentaires par EBSD pour analyser les microstructures initiales ainsi que l'impact des dégradations en proche surface pourraient permettre d'obtenir une meilleure compréhension de ces derniers phénomènes.

### 7.2.2 Cas des forts chargements

Pour des chargements normaux de 70N et de 110N, la Figure D-9 et la Figure D-10 placées dans l'Annexe D permettent de montrer l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la taille de particules abrasives des 17 échantillons. Ces figures montrent que les coefficients de frottement de ces 17 échantillons sont minimisés pour des **tailles de particules abrasives** autour de 35 $\mu\text{m}$ . Ainsi, cette taille optimale de particules abrasives minimisant le coefficient de frottement ne semble pas être dépendante de la microstructure et de la macro-dureté pour des forts chargements normaux.

De plus, la Figure III-16 montre l'évolution de coefficient de frottement en fonction de la **macro-dureté** pour les trois tailles de particules abrasives et pour un fort chargement de 110N. Les résultats obtenus pour un chargement normal intermédiaire de 70N sont présentés dans la Figure D-8 dans l'Annexe D.

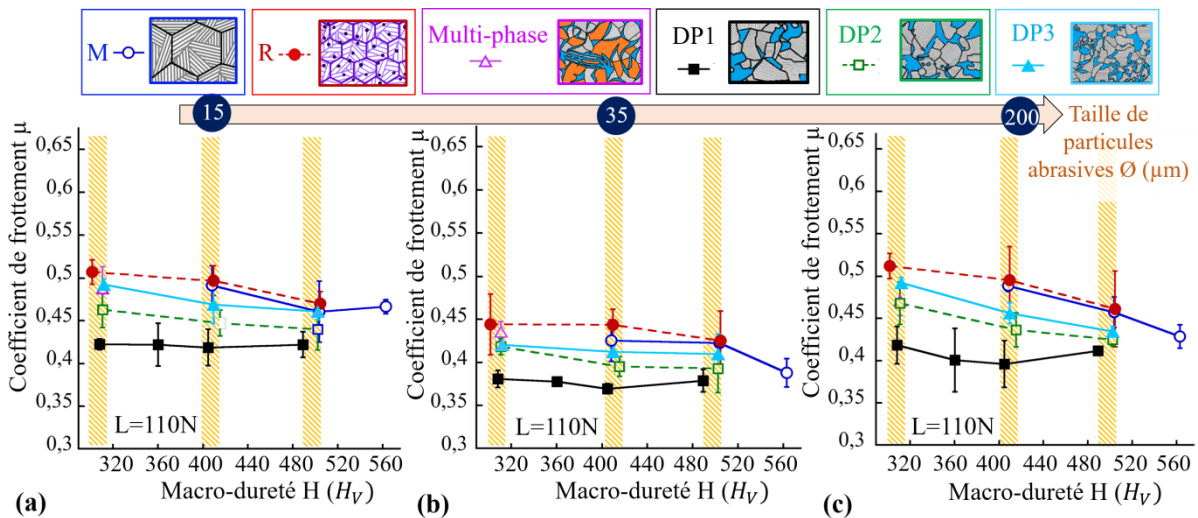


Figure III-16: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 110N et pour une taille de particules abrasives  $\varnothing$  de (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$

Pour un chargement normal de 110N, la Figure II-16 montre que l'ordre des microstructures minimisant le coefficient de frottement reste globalement similaire à celui observé pour un chargement normal de 50N. Cette tendance est valable pour toutes les tailles de particules abrasives, tous les chargements normaux et toutes les macro-duretés. Avec une exception, pour les macro-duretés de 410 $H_V$  et de 500 $H_V$  et des chargements supérieurs ou égaux à 70N, les coefficients de frottement les plus élevés sont atteints pour les microstructures martensitiques revenues (R), puis suivies par les microstructures martensitiques



trepées (M) et enfin suivies par les microstructures dual-phase (DP). Ainsi, à mesure que le chargement normal augmente, la tendance s'inverse entre les microstructures martensitiques trepées (M) et les microstructures martensitiques revenues (R). En revanche, pour chacun des trois niveaux de macro-dureté, les valeurs de coefficients de frottement de ces cinq microstructures sont moins dispersées que pour un chargement normal de 50N. Ainsi, la sensibilité du coefficient de frottement à la microstructure diminue avec l'augmentation du chargement normal pour les trois tailles de particules abrasives.

Enfin, la Figure III-17 montre l'évolution du coefficient de frottement en fonction du **chargement normal**, de la macro-dureté et de la taille de particules abrasives.

Pour une **microstructure donnée**, l'évolution du coefficient de frottement en fonction du chargement normal semble suivre deux tendances différentes dépendant de la taille de particules abrasives et de la macro-dureté. Ces deux tendances peuvent être décrites de la manière suivante :

➤ **Tendance n°1**

A mesure que la charge normale augmente, la diminution du coefficient de frottement s'accroît avec l'augmentation de la taille de particules abrasives et/ou avec la diminution de la macro-dureté.

Plus particulièrement pour des tailles importantes de particules abrasives de 200 $\mu$ m, le coefficient de frottement diminue avec le chargement indépendamment de la macro-dureté. De plus, pour des macro-duretés de 311HV, le coefficient de frottement diminue avec le chargement normal pour les trois tailles de particules abrasives. Pour obtenir une meilleure compréhension de ces derniers phénomènes, des corrélations entre les **mécanismes d'usure** et le **coefficient de frottement** sont discutées dans la section 7.2.2 du chapitre IV.

➤ **Tendance n°2**

Lorsque la taille de particules abrasives diminue et que la macro-dureté augmente, le coefficient de frottement augmente légèrement à mesure que le chargement normal augmente de 50N à 70N. Puis, il diminue, lorsque le chargement normal augmente de 70N à 110N. Pour obtenir une meilleure compréhension de ces derniers phénomènes, des corrélations entre les **mécanismes d'usure** et le **coefficient de frottement** sont discutées dans la section 7.2.2 du chapitre IV.

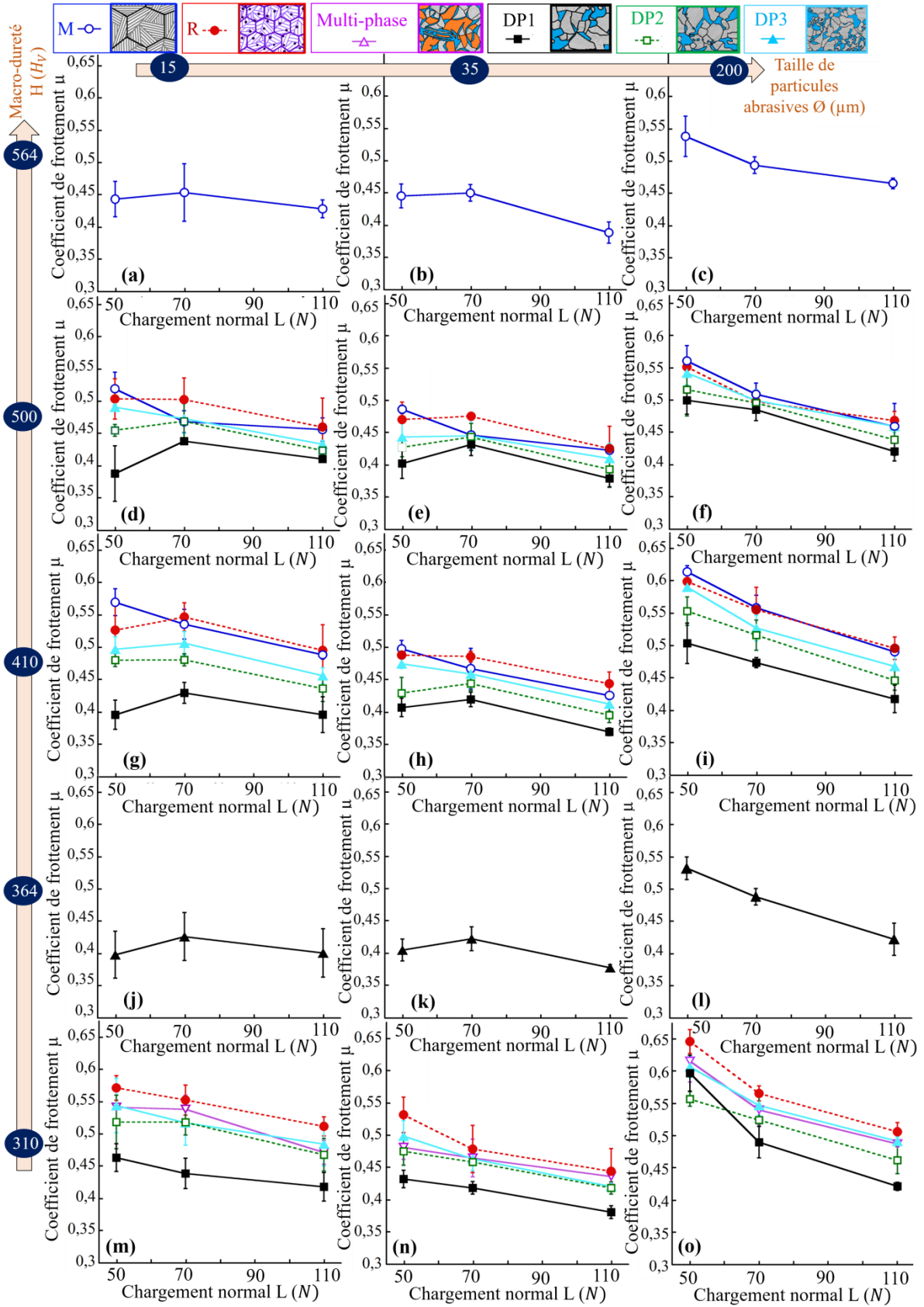


Figure III-17: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction du chargement normal  $L$  pour différentes tailles de particules abrasives  $\varnothing$  et différents niveaux de macro-dureté  $H$

### 7.3 Synthèse

**Pour conclure, ces résultats montrent que :**

- Le **coefficient de frottement** est minimisé par les **microstructures dual-phase** comparées aux autres microstructures. Cette tendance est valable pour toutes les macro-duretés, toutes les tailles de particules abrasives et tous les chargements normaux.
- Pour une microstructure donnée, le coefficient de frottement diminue avec la hausse de la macro-dureté initiale de l'acier indépendamment de la taille de particules abrasives et du chargement normal.
- Le **coefficient de frottement** est minimisé pour une **taille optimale de particules abrasives** située généralement autour de 35  $\mu\text{m}$  pour tous les échantillons avec différences **morphologies de colonies de martensite, macro-duretés** et pour tous les **chargements normaux**. Néanmoins, pour un faible chargement, pour les microstructures dual-phase n°1 avec les plus hautes fractions volumiques de martensite (et donc les plus hautes macro-duretés) et pour la microstructure martensitique trempée (avec la macro-dureté la plus élevée), le coefficient de frottement est minimisé pour une taille optimale de particules abrasives autour de 15  $\mu\text{m}$  et de 35  $\mu\text{m}$  comme montré dans les sections 6.2.1 et 3.2.1. En revanche, pour des chargements élevés, la rugosité optimale minimisant le coefficient de frottement ne semble pas dépendre de la **microstructure** et de la **macro-dureté**.
- Les impacts de la **microstructure**, de la **macro-dureté** et de la **rugosité** sur le **coefficient de frottement** diminuent avec l'augmentation du **chargement normal**.
- A mesure que la **charge normale** augmente, la diminution du **coefficient de frottement** est plus prononcée avec l'augmentation de la **taille de particules abrasives** et/ou avec la diminution de la **macro-dureté** pour une **microstructure donnée**.

## 8. Conclusion

Dans ce chapitre, nous nous sommes intéressés à la caractérisation du comportement au frottement de différentes microstructures pour différents niveaux de macro-dureté à partir des aciers faiblement alliés 25CD4 et 35NCD16. Pour cela, le comportement au frottement est investigué au travers du coefficient de frottement mesuré lors d'essais de frottement réalisés entre un pion en acier et des papiers abrasifs. Ce pion en acier a été traité thermiquement de différentes manières dans le but de varier la microstructure et la macro-dureté. Les effets du chargement normal appliqué et de la rugosité (en utilisant des papiers abrasifs avec différentes tailles de particules abrasives) sur le comportement au frottement sont également analysés. A partir des résultats obtenus, plusieurs tendances se sont distinguées :

- L'augmentation du chargement normal tend à entraîner la diminution du coefficient de frottement comme illustrée dans la Figure III-18. De plus, cette dernière tendance est valable pour l'ensemble des microstructures avec différentes macro-duretés et pour toutes les tailles de particules abrasives. Néanmoins, pour une microstructure donnée, cette diminution du coefficient de frottement s'accroît à mesure que la macro-dureté diminue et/ ou que la taille des particules abrasives augmente.

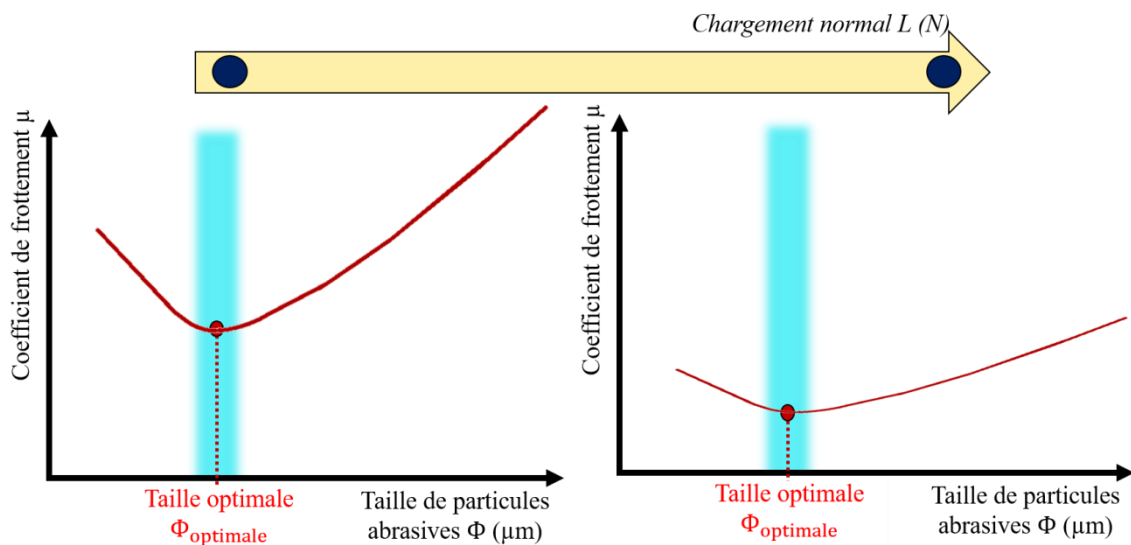


Figure III-18: Représentation schématique de l'effet de la taille de particules abrasives  $\Phi$  et du chargement normal sur le coefficient de frottement  $\mu$

- Pour l'ensemble des microstructures avec différentes macro-duretés, le coefficient de frottement est minimisé pour une taille optimale de particules abrasives comme représenté schématiquement dans la Figure III-18. Dans le cas des microstructures martensitiques trempées et des microstructures dual-phase n°1 avec des larges et équiaxes colonies de martensite, cette taille optimale semble augmenter à mesure que la macro-dureté diminue pour des faibles chargements normaux. Pour vérifier cette dernière tendance, il serait souhaitable d'étudier un plus grand nombre de particules

abrasives dans l'intervalle de rugosité testé. En revanche, pour des forts chargements normaux, la taille de particules abrasives (et donc la rugosité) minimisant le coefficient de frottement est indépendante de la microstructure et de la macro-dureté. Cette taille de particules abrasives optimale se situe autour de 35µm.

- Comme illustrées dans la Figure III-19 dans le cas de l'acier 25CD4, les microstructures dual-phase améliorent le comportement au frottement quelle que soit la taille des particules abrasives, la charge normale, le niveau de macro-dureté. Plus particulièrement, parmi les microstructures dual-phase, comparées aux fines et fibreuses colonies de martensite, les grandes et équiaxes colonies de martensite permettent de minimiser le coefficient de frottement.

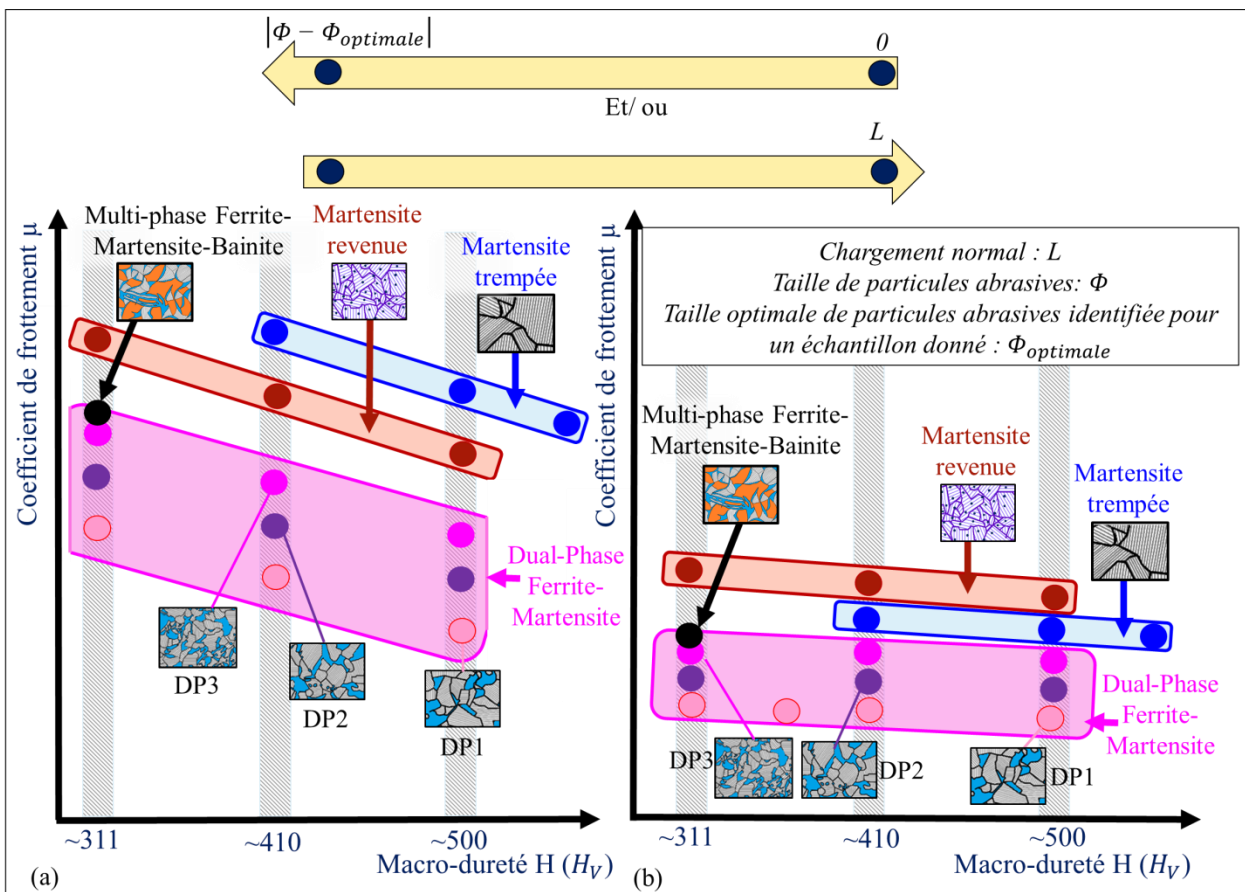


Figure III-19: Représentation schématique de l'évolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la macro-dureté  $H$ , de la taille de particules abrasives  $\Phi$  et du chargement normal  $L$  pour un même acier

- Comme illustré dans la Figure III-19 (a), pour les microstructures martensitiques trempées, les microstructures martensitiques revenues et les microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite, la macro-dureté contrôle la réponse du coefficient de frottement de l'acier. Par conséquent, pour ces microstructures, lorsque la macro-dureté augmente, le coefficient de frottement diminue. Pour chacune de ces microstructures étudiées à l'exception des microstructures martensitiques revenues, la variation de la macro-dureté est due à la variation d'une des caractéristiques microstructurales.
  
- Dans le cas de l'acier 35NCD16, des microstructures martensitiques revenues sont étudiées pour différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée. Ainsi, en recouvrant un spectre de macro-dureté aussi large que l'acier 25CD4, un nombre plus important d'échantillons avec différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée a été généré pour l'acier 35NCD16. Ainsi, la variation de ce niveau d'adoucissement conduit à différentes transformations métallurgiques de la martensite trempée et donc à des variations de plusieurs caractéristiques microstructurales et de la macro-dureté. Associée à une macro-dureté intermédiaire, une microstructure transitoire, entre de la martensite sous forme de lattes et une microstructure avec des grains équiaxes et des carbures, entraîne un pic du coefficient de frottement pour des faibles chargements. Néanmoins, à mesure que le chargement normal augmente, ce pic du coefficient de frottement s'atténue et l'effet de la macro-dureté sur le coefficient de frottement tend à prédominer. Les microstructures martensitiques revenues générées en nombres inférieurs de l'acier 25CD4 ne mettent pas en évidence cet effet de la microstructure transitoire de l'acier 35NCD16.
  
- Le coefficient de frottement est minimisé pour une taille optimale intermédiaire de particules abrasives et/ ou à mesure que le chargement normal augmente comme illustré dans le Figure III-19 (b). Ainsi, dans ces dernières conditions, les sensibilités du coefficient de frottement à la microstructure et à la macro-dureté diminuent (Figure III-19). Néanmoins, l'effet de la microstructure sur le coefficient de frottement reste plus important que l'effet de macro-dureté sur le coefficient de frottement.





# CHAPITRE IV - Impact de la microstructure et de la rugosité sur le comportement à l'usure

<b>1. Introduction .....</b>	<b>125</b>
<b>2. Caractérisation du comportement à l'usure .....</b>	<b>125</b>
2.1 Estimation quantitative .....	125
2.1.1 Taux d'usure .....	125
2.1.2 Profilométrie 3D .....	126
2.2 Analyses des mécanismes d'usure .....	128
<b>3. Effet de la taille des anciens grains d'austénite.....</b>	<b>128</b>
3.1 Introduction .....	128
3.2 Résultats et discussions .....	129
3.2.1 Cas des faibles chargements .....	130
3.2.2 Cas des forts chargements .....	138
3.3 Synthèse.....	139
<b>4. Effet du niveau d'adoucissement de la martensite trempée .....</b>	<b>140</b>
4.1 Introduction .....	140
4.2 Résultats et discussions .....	141
4.2.1 Cas des faibles chargements .....	143
4.2.2 Cas des forts chargements .....	147
4.3 Synthèse.....	149
<b>5. Effet de la fraction volumique de martensite .....</b>	<b>151</b>
5.1 Introduction .....	151
5.2 Résultats et discussions .....	151
5.2.1 Cas des faibles chargements .....	152
5.2.2 Cas des forts chargements .....	154
5.3 Synthèse.....	155
<b>6. Effet de la morphologie des colonies de martensite.....</b>	<b>156</b>
6.1 Introduction .....	156
6.2 Résultats et discussions .....	157
6.2.1 Cas des faibles chargements .....	157
6.2.2 Cas des forts chargements .....	160
6.3 Synthèse.....	162

<b>7. Comparaison de différentes microstructures.....</b>	<b>162</b>
7.1 Introduction .....	162
7.2 Résultats et discussions .....	164
7.2.1 Cas des faibles chargements .....	164
7.2.2 Cas des forts chargements .....	169
7.3 Synthèse.....	175
<b>8. Conclusion.....</b>	<b>176</b>

## 1. Introduction

Ce chapitre est dédié à la caractérisation expérimentale du **comportement à l'usure** de différentes microstructures générées à partir d'aciers faiblement alliés. Pour cela, dans un premier temps, la méthode expérimentale permettant de caractériser le comportement à l'usure est exposée. Dans un second temps, les résultats expérimentaux ainsi qu'une discussion autour de ces derniers sont exposés. Les principaux objectifs consistent à étudier :

- l'effet de la **macro-dureté** pour des mêmes **microstructures** au travers des trois études suivantes :
  - effet de la **taille des anciens grains d'austénite** dans le cas de microstructures martensitiques trempées obtenues à partir d'un même acier (cf section 3),
  - effet du **niveau d'adoucissement de la martensite trempée** dans le cas de microstructures martensitiques revenues obtenues à partir de deux aciers (cf section 4),
  - effet de la **fraction volumique de martensite** dans le cas de microstructures dual-phase composées de ferrite et de martensite obtenues à partir d'un même acier (cf section 5),
- les effets des **microstructures** pour les mêmes **macro-duretés** au travers des deux études suivantes :
  - effet de la **morphologie des colonies de martensite** dans le cas de microstructures dual-phase, composées de ferrite et de martensite, obtenues à partir d'un même acier (cf section 6),
  - comparaison de différentes **microstructures** (martensitiques trempées, martensitiques revenues, multi-phase et dual-phase) obtenues à partir d'un même acier (cf section 7).

De plus, ce chapitre s'achève par une confrontation du comportement à l'usure des différentes microstructures générées pour un large spectre de macro-dureté pour un même acier (cf section 7). Au travers de ces études, les effets de la **rugosité** et du **chargement normal** sont également investigués. Par ailleurs, les **relations** entre **mécanismes d'usure** et réponse au **frottement** seront examinées pour ces différentes études.

## 2. Caractérisation du comportement à l'usure

Lors de la réalisation des essais de frottement présentés dans le Chapitre III, la caractérisation de l'usure a été menée à partir de différentes méthodes décrites ci-dessous.

### 2.1 Estimation quantitative

#### 2.1.1 Taux d'usure

Dans la littérature, il existe de nombreuses variables permettant de quantifier l'usure [Ravikiran, 2000] dont le taux d'usure utilisé dans ce chapitre. Lors des essais de frottement et pour chaque configuration, le taux d'usure du pion en acier traité thermiquement est calculé à partir de sa perte de

masse. Pour cela, avant et après chaque essai de frottement, les pions en acier sont nettoyés par ultrasons dans un bain d'éthanol pendant 10 minutes puis pesés. Puis, la masse des pions est pesée à partir d'une balance de lecture directe avec une échelle minimale de 0,01 mg. Ainsi, le taux d'usure  $Q$  est calculé à partir de la relation suivante :

$$Q = \frac{V}{l} \quad \text{où } l = 18\text{m}, \quad (IV - 1)$$

avec  $V$  et  $l$  correspondant respectivement au volume d'usure du pion en acier et à la longueur totale parcourue par le pion à la fin de l'essai de frottement. De plus, le volume d'usure  $V$  du pion est calculé à partir de la perte de masse  $m$  de la manière suivante :

$$V = \frac{m}{\rho} \quad \text{ou } \rho = 7,85\text{kg/dm}^3, \quad (IV - 2)$$

où  $\rho$  est la masse volumique de l'acier étudié.

Similairement au coefficient de frottement et pour chacune des 273 configurations étudiées, le taux d'usure est moyenné à partir de trois mesures. Ainsi, les taux d'usure indiqués dans ce chapitre sont associés à l'écart-type calculé à partir de ces trois mesures.

### 2.1.2 Profilométrie 3D

Les surfaces usées des pions métalliques sont également analysées au travers de mesures de rugosité de surface à l'aide d'un profilomètre 3D. En effet, les paramètres de rugosité permettent également d'apporter des informations sur l'impact de l'usure. Cependant, certains paramètres sont limités. En effet, les paramètres connus tels que  $R_a$  ou  $R_z$  ne permettent pas de différencier les saillies des creux. Ainsi, la courbe de taux de longueur portante dite courbe d'Abbott-Firestone permet de définir la forme réelle du profil en reportant le pourcentage calculé de matière observée à différents niveaux. Présentée dans la Figure IV-1 (a), la courbe d'Abbott-Firestone est utilisée dans ce chapitre afin de déterminer le paramètre  $S_{ktot}$  pour définir notamment la profondeur d'usure comme proposé dans les travaux de Johansson *et al.* [Johansson, 2008]. Dans ce chapitre, ce paramètre de rugosité  $S_{ktot}$  est calculé à partir de profils de rugosité 3D afin de le corréliser avec le taux d'usure. Le paramètre  $S_{ktot}$  dépend de différentes hauteurs obtenues à partir de la courbe d'Abbott-Firestone comme représentées dans la Figure IV-1(a). Le paramètre  $S_{ktot}$  est ainsi défini par la relation suivante :

$$S_{ktot} = M_{r1} \left( S_{vk} + S_k + \frac{S_{pk}}{2} \right) + (M_{r2} - M_{r1}) \left( S_{vk} + \frac{S_k}{2} \right) + (1 - M_{r2}) \frac{S_{vk}}{2}, \quad (IV - 3)$$

avec :

- $S_k$ : Profondeur définie sur le profil de rugosité écrêté.

Le profil de rugosité écrêté est obtenu en enlevant les pics saillants et les creux profonds comme représenté dans la Figure IV-1 (b) sur un profil 2D.

- $S_{pk}$ : Hauteur moyenne des pics saillants situés au-dessus du profil écrêté,
- $S_{vk}$ : Profondeur moyenne des creux situés au-dessous du profil écrêté,

- $M_{r1}$ : Taux, en pourcentage, déterminé sur la ligne de coupe qui sépare les pics saillants du profil écrêté,
- $M_{r2}$ : Taux, en pourcentage, déterminé sur la ligne de coupe qui sépare les creux profonds du profil écrêté.

Selon la norme ISO 13565-2, les différentes hauteurs utilisées pour calculer le paramètre de rugosité  $S_{ktot}$  se définissent à partir de la courbe d'Abbott-Firestone comme indiqué dans la Figure IV-1 (b).

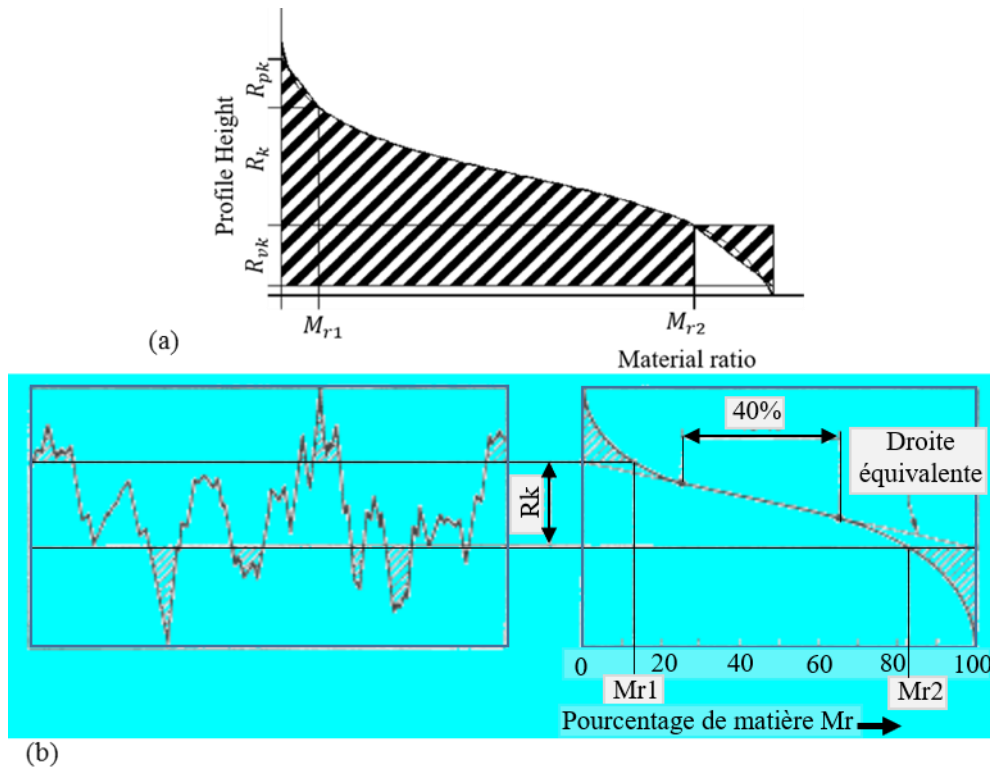


Figure IV-1: (a) Représentation des différents paramètres de rugosité sur la courbe d'Abbott-Firestone permettant de calculer  $R_{ktot}$  à partir d'un profil de rugosité 2D [CHCP] et détermination du paramètre (a)  $R_k$  à partir d'un profil de rugosité 2D et de la courbe d'Abbott-Firestone [Johansson, 2008]

Pour la réalisation de ces mesures, le profilomètre 3D à contact Dektak 150 de Veeco est utilisé. Pour cela, ce profilomètre présente une pointe de rayon  $2,5\mu\text{m}$  avec  $3\text{mg}$ . Pour les pions en acier étudiés, la zone analysée mesure  $2048\mu\text{m} \times 2048\mu\text{m}$  avec un pas de  $2,28\mu\text{m}$ . Avant la réalisation de ces mesures par profilométrie 3D, les surfaces usées de pions sont nettoyées pendant 10 minutes dans un bac à ultrasons.

## 2.2 Analyses des mécanismes d'usure

Pour certaines configurations, les pions sont observés en surface et en coupe afin d'étudier l'usure des pions suite aux essais de frottement. En complément, les surfaces usées des papiers abrasifs sont observées afin d'en déduire les mécanismes d'usure générés. Pour cela, les observations sont réalisées à partir d'un microscope électronique à balayage avec un détecteur SE2 fonctionnant à 15kV dans le cas des pions en acier et à 2kV dans le cas des papiers abrasifs. Des analyses chimiques réalisées par analyse de dispersion d'énergie (EDS) au MEB sont effectuées en fonctionnant à 15kV pour étudier la composition chimique des débris d'usure. Formés lors d'essais de frottement, les débris d'usure sont observés au MEB après avoir été placés sur une pastille adhésive conductrice en carbone. Dans le cas de l'observation en coupe, les surfaces sont préparées comme indiquées dans l'Annexe A. Ces coupes sont réalisées perpendiculairement à la direction de frottement des essais comme représentées dans la Figure IV-2. De plus, les techniques de microscopie électronique à balayage (MEB) et d'analyse de dispersion d'énergie (EDS) sont également présentées dans l'Annexe A.

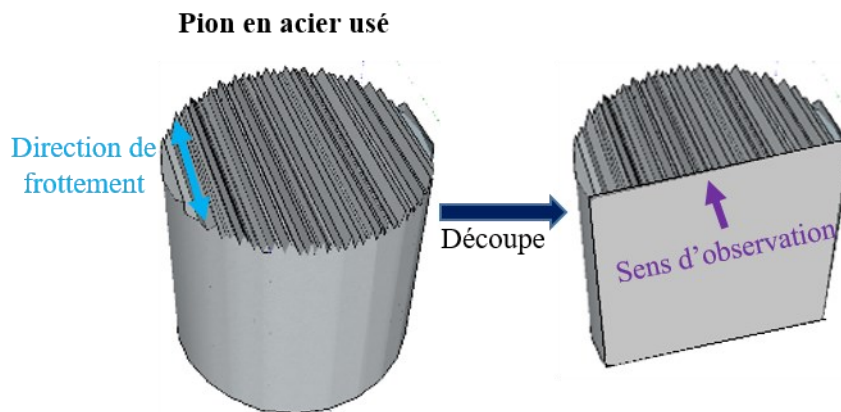


Figure IV-2: Représentation schématique du sens d'observation des coupes métallographiques d'un pion

## 3. Effet de la taille des anciens grains d'austénite

### 3.1 Introduction

Dans le cadre de microstructures martensitiques trempées, l'effet de la taille des anciens grains d'austénite et donc de la macro-dureté sur le comportement à l'usure de l'acier 25CD4 est investigué. Pour cela, comme présentées dans le Chapitre II et dans la Figure IV-3, trois différentes microstructures martensitiques trempées (M3, M2 et M1) sont générées pour des macro-duretés allant de  $409H_V$  à  $564H_V$  à mesure que la taille des anciens grains d'austénite diminue. Les chargements normaux et les tailles de particules abrasives utilisées sont présentés dans le Tableau III-1.



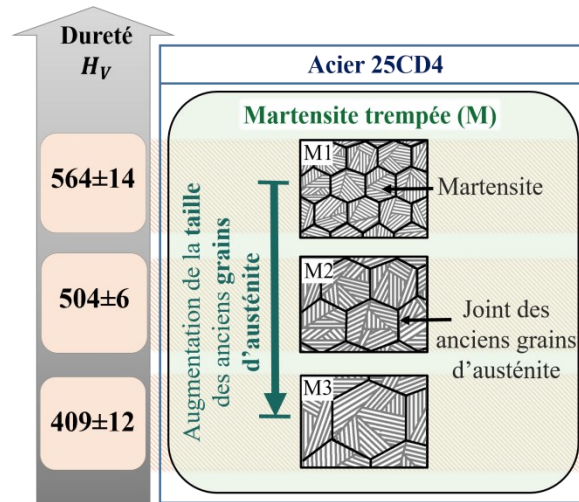


Figure IV-3: Représentation schématique des microstructures martensitiques trempées étudiées pour différentes tailles des anciens grains d'austénite

### 3.2 Résultats et discussions

Pour ces trois microstructures martensitiques trempées, la Figure IV-4 montre l'évolution du taux d'usure en fonction de la taille de particules abrasives pour des chargements normaux de 50N et de 110N. Les résultats obtenus pour un chargement normal intermédiaire de 70N sont présentés dans la Figure E-1 en l'Annexe E.

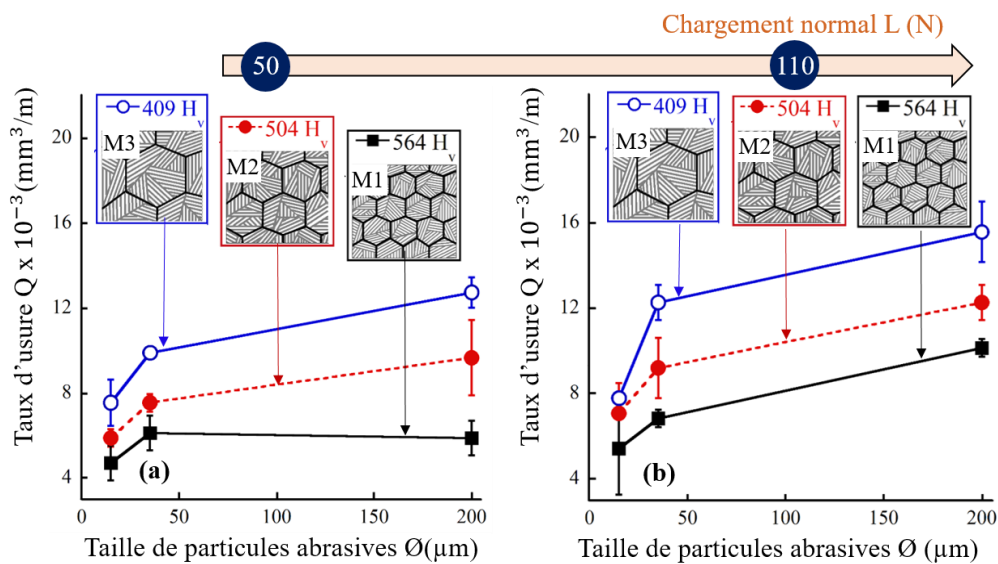


Figure IV-4: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\varnothing$  pour des microstructures martensitiques trempées et des chargements normaux  $L$  de (a) 50 N et de (b) 110N

### 3.2.1 Cas des faibles chargements

Dans le cas d'un faible chargement normal, l'évolution du **taux d'usure** est étudiée en fonction de la **taille de particules abrasives** puis en fonction de la **taille des anciens grains d'austénite**.

#### ➤ Effet de la taille de particules abrasives

Comme présenté dans la Figure IV-4 (a), le **taux d'usure** dépend de la **taille de particules abrasives** et donc de la **rugosité**. Le taux d'usure est minimisé pour la plus petite taille de particules abrasives de 15 $\mu\text{m}$ . Puis, à mesure que la taille de particules abrasives augmente, le taux d'usure augmente. Néanmoins, cette évolution du taux d'usure dépend également de la taille des anciens grains d'austénite et donc de la macro-dureté. A mesure que la taille de particules abrasives augmente et pour la microstructure (M1) présentant la macro-dureté la plus élevée et la taille des anciens grains d'austénite la plus faible, le taux d'usure augmente jusqu'à une taille de particules abrasives dite critique puis tends à devenir constant. En revanche, à mesure que la macro-dureté diminue et que la taille des anciens grains d'austénite augmente, le taux d'usure augmente avec la taille de particules abrasives. Indépendamment de l'échantillon, à mesure que la taille de particules abrasives augmente de 35  $\mu\text{m}$  à 200  $\mu\text{m}$ , la hausse du taux d'usure est plus faible que pour une hausse de la taille de particules abrasives de 15  $\mu\text{m}$  à 35  $\mu\text{m}$ . Ces deux tendances distinguées sont similaires à celles énoncées dans le Chapitre I dans la Figure I-12 provenant des travaux de [Coronado, 2011a]. En effet, ces travaux [Coronado, 2011a] révèlent l'existence d'une taille critique de particules abrasives à partir de laquelle le taux d'usure devient constant, augmente légèrement ou diminue légèrement. Ainsi, à mesure que la taille des anciens grains d'austénite augmente et donc que la macro-dureté diminue, le taux d'usure tend à augmenter avec la taille de particules abrasives. En revanche, à mesure que la taille des anciens grains d'austénite diminue et donc que la macro-dureté augmente, le taux d'usure augmente avec la taille de particules abrasives puis se stabilise à partir d'une taille critique de particules abrasives. Ainsi, l'effet de la taille des anciens grains d'austénite et de la dureté sur cette tendance est mis en évidence.

Pour obtenir une meilleure compréhension de la **taille de particules abrasives** sur le **taux d'usure** et sur le **coefficient de frottement**, les surfaces usées sont analysées dans le but d'étudier les **mécanismes d'usure** pour un même échantillon. Pour cela, la Figure IV-5 et la Figure IV-6 présentent respectivement les micrographies des pions en acier et des papiers abrasifs pour les trois microstructures martensitiques trempées et les trois tailles de particules abrasives. De plus, dans le cas de la microstructure martensitique trempée M3, la Figure IV-7 (a) présente les micrographies des débris d'usure générés pour les trois tailles de particules abrasives et les Figures IV-7 (b et c) présentent les résultats d'analyse EDS obtenus à partir des micrographies de surfaces usées des papiers abrasifs. Pour cette analyse, les tendances mises en évidence sont considérées **indépendamment** de la **taille des anciens grains d'austénite** et de la **macro-dureté**.

**- Analyse de la surface pion métallique usé**

Indépendamment de l'échantillon étudié et de la taille de particules abrasives, les micrographies de la Figure IV-5 présentent les surfaces usées des pions en acier recouvertes par des rayures parallèles à la direction du frottement. Ces rayures traduisent une déformation plastique sévère de la surface du pion générée par labourage suite à l'action des particules abrasives. A mesure que la taille de particules abrasives augmente, il est noté que la largeur et la profondeur des rayures formées augmentent. Ce dernier constat traduit ainsi une accentuation des mécanismes d'usure par abrasion de labourage à l'origine d'une déformation plastique plus sévère. De plus, ces surfaces usées sont recouvertes par des débris d'usure. La génération de ces rayures peut conduire à former ces débris d'usure traduisant des mécanismes d'usure par coupe. Néanmoins, toutes les particules abrasives ne sont pas impliquées dans ce processus de formation des rayures. En effet, dans la littérature [Mezlini, 2005], il a été montré que d'autres particules abrasives contribuent à enlever par coupe les bords formés écrouis en les endommageant par fatigue lors des passages répétés des particules abrasives en contact avec la surface métallique. Dans ces micrographies (Figure IV-5) et à mesure que la taille de particules abrasives augmente, il y a une génération d'un plus grand nombre de débris d'usure dont la taille semble augmenter. En effet, l'observation des micrographies de la Figure IV-7 (a) permet de souligner que la taille des débris d'usure augmente avec la taille des particules abrasives.

**- Analyse de la surface du papier abrasif usé**

Indépendamment de l'échantillon étudié et à mesure que la taille de particules abrasives augmente, les surfaces usées des papiers abrasifs de la Figure IV-6 montrent une augmentation du nombre de débris d'usure et de particules abrasives fracturées perdant de leur efficacité de coupe. Ainsi, pour des grandes tailles de particules abrasives, la fracture des particules abrasives en surface peut s'expliquer par une pression de contact élevée. En effet, à mesure que la taille de particules abrasives augmente, la densité des particules par unité d'aire de papier diminue et donc l'aire de contact située au niveau des sommets des particules diminue. Comme expliqué dans la littérature [Mishra, 1981], l'aire de contact diminue tandis que la pression de contact augmente à mesure que la taille de particules abrasives augmente. Il est également mentionné que cette dernière hausse de la pression de contact entraîne l'augmentation de la déformation plastique à chaque grain abrasif et donc leur fracture.

De plus, à mesure que la taille de particules abrasives diminue, les micrographies de la Figure IV-6 montrent que les débris d'usure métalliques plus fins s'accumulent et deviennent compacts au niveau des espaces situés entre les particules abrasives du papier abrasif. Cette tendance est particulièrement soulignée dans le cas des papiers abrasifs pour des tailles de particules abrasives de 15  $\mu\text{m}$ . Dans les Figures IV-7 (b-c) et pour cette même taille de particules abrasives de 15  $\mu\text{m}$ , l'analyse EDS n°1 cible un grain abrasif enrichi en silicium alors que

l'analyse EDS n°2 cible une couche compacte en surface enrichie en fer correspondant ainsi à des débris d'usure du pion en acier. Ces analyses confirment que les débris d'usure métalliques sont à l'origine d'un phénomène d'agglomération et de comblement des espaces inter-particules abrasives et donc d'une usure adhésive (métal-métal). Comme confirmé dans les travaux de De Pellegrin *et al.* [De Pellegrin, 2009], à mesure que la taille de particules abrasives diminue, l'espace entre les grains abrasifs diminue et les mécanismes d'usure par adhésion prédominent et s'accroissent. De plus, De Pellegrin *et al.* mentionnent que les débris d'usure métalliques tendent à s'accumuler et à s'agglomérer dans de petits volumes conduisant à former une interface composée de débris d'usure métalliques. Contrairement aux particules abrasives de tailles importantes, il y a moins de fractures des grains abrasifs en raison d'une aire de contact plus élevée et donc d'une pression de contact plus faible.

Pour une taille intermédiaire de particules abrasives de 35  $\mu\text{m}$ , les Figures IV-6 (d, e et f) présentent les surfaces usées des papiers abrasifs pour les différentes microstructures. Pour les microstructures M2 et M3, ces papiers abrasifs usés présentent une combinaison des mécanismes d'usure par adhésion des débris d'usure métalliques et par abrasion avec la présence de débris d'usure et de particules abrasives fracturées. Cette combinaison de mécanismes d'usure par abrasion et par adhésion est également soulignée dans les travaux de Jourani and Bouvier [Jourani, 2015]. En revanche pour la microstructure M1, les mécanismes d'usure par adhésion sont moins présents. Ainsi, cet effet de la taille des anciens grains d'austénite et de la macro-dureté sur les mécanismes d'usure est analysé plus en détail par la suite de cette présente section.

**- Corrélation entre les mécanismes d'usure, le taux d'usure et le coefficient de frottement:**

A mesure que la taille de particules abrasives augmente, les dégradations de surface constatées sur le pion en acier et sur le papier abrasif traduisent une accentuation des mécanismes d'usure par abrasion (de coupe et de labourage) et une atténuation des mécanismes d'usure par adhésion. De plus, cette précédente évolution des mécanismes d'usure s'associe à une hausse du taux d'usure du pion en acier. Ce résultat est en accord avec des travaux de Jourani and Bouvier. [Jourani, 2015]. De plus, comme illustré dans la Figure III-5 (a), le coefficient de frottement est minimisé pour une taille de particules abrasives intermédiaire pour laquelle une combinaison entre des mécanismes d'usure par adhésion et par abrasion est identifiée. Ce constat est en accord avec les résultats issus des études discutées dans le Chapitre I de Jourani and Bouvier [Jourani, 2015] et des travaux de Bowden et Tabor [Bowden, 1954].



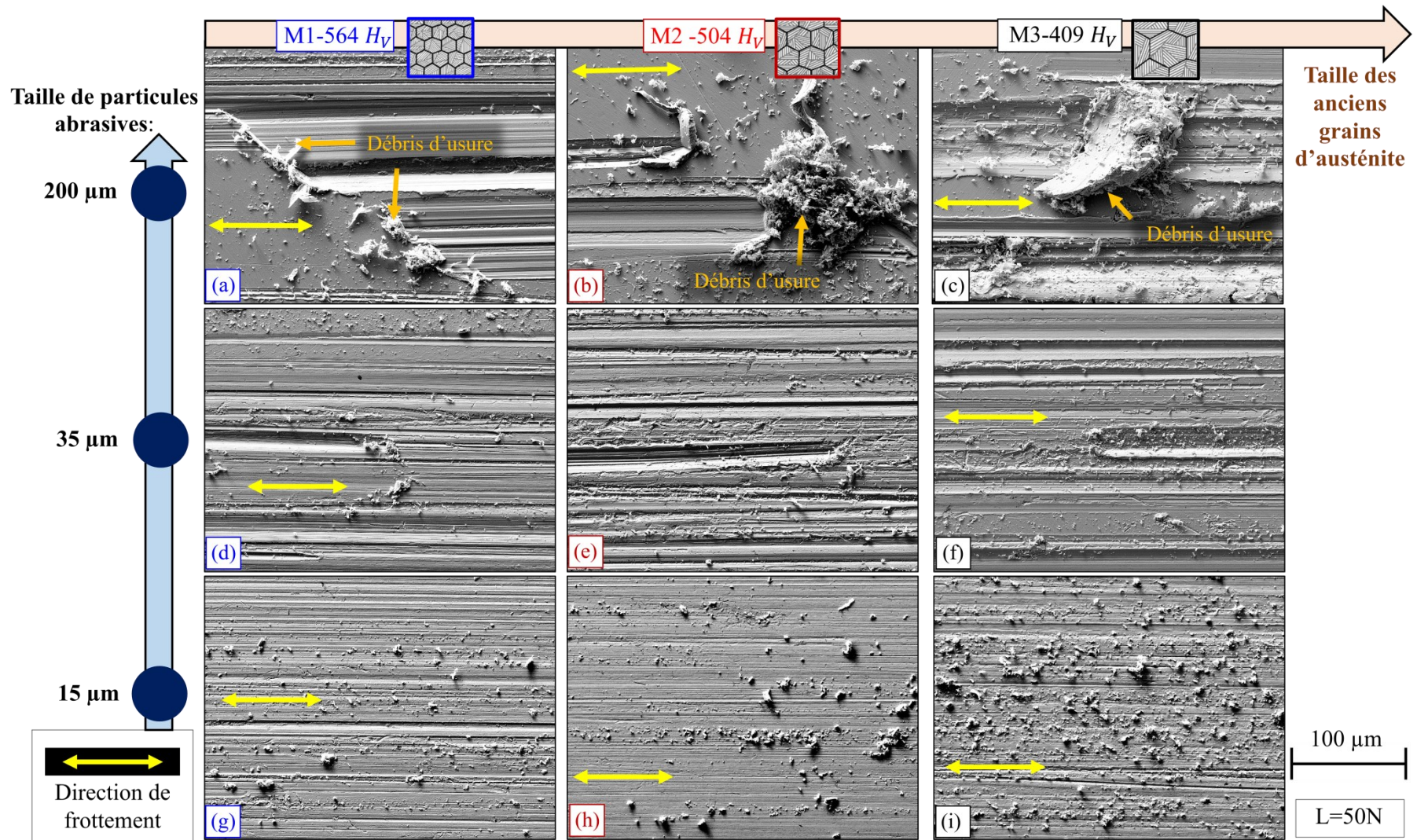


Figure IV-5: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions pour une taille de particules abrasives de (a, b et c) 200  $\mu m$ , de (d, e et f) 35  $\mu m$  et de (g, h et i) 15  $\mu m$  dans le cas des trois microstructures martensitiques trempées (a, d et g) M1, (b, e et h) M2 et (c, f et i) M3



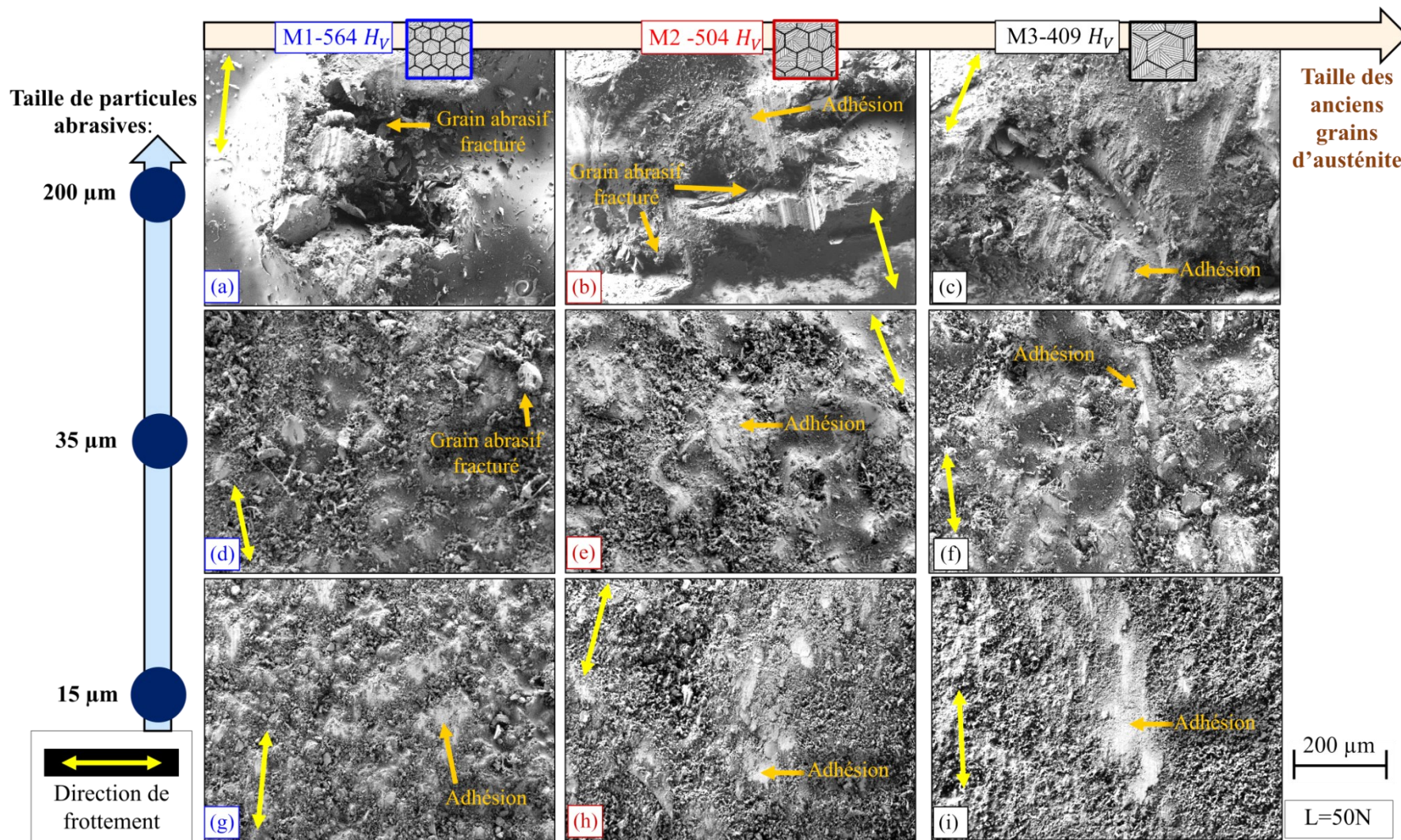


Figure IV-6: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des papiers abrasifs pour une taille de particules abrasives de (a, b et c) 200 μm, de (d, e et f) 35 μm et de (g, h et i) 15 μm dans le cas des trois microstructures martensitiques trempées (a, d et g) M1, (b, e et h) M2 et (c, f et i) M3



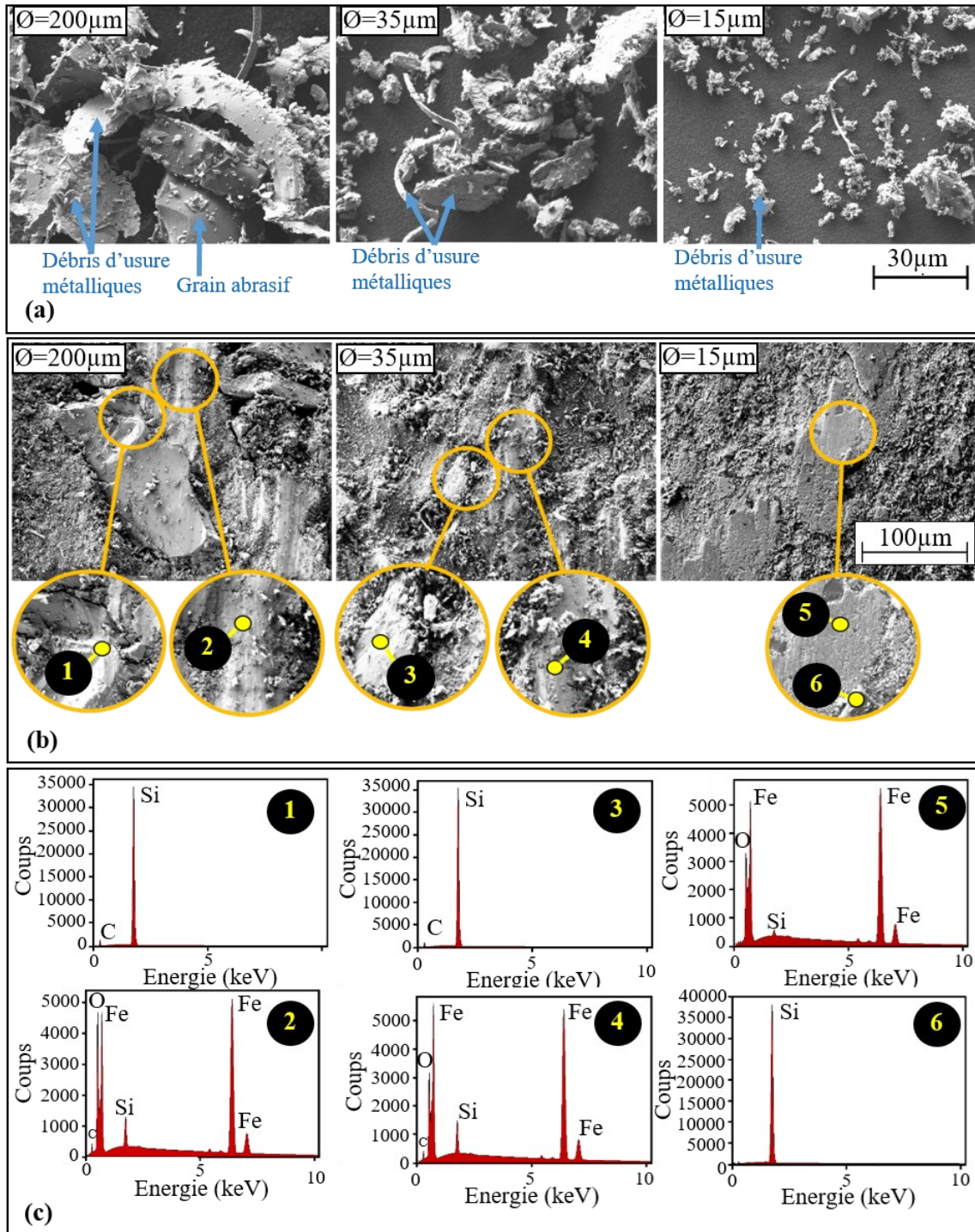


Figure IV-7: Micrographies MEB-FEG des (a) débris d'usure et des (b) surfaces usées des papiers abrasifs et (c) spectres EDS pour des tailles de particules abrasives de  $15\mu\text{m}$ ,  $35\mu\text{m}$  et  $200\mu\text{m}$  dans le cas de la microstructure martensitique M3



➤ **Effet de la taille des anciens grains d'austénite**

Impactant la macro-dureté, l'effet de la **taille des anciens grains d'austénite** est également étudié pour les deux aciers au travers de la Figure IV-4 (a). Cette figure montre que le taux d'usure augmente à mesure que la **taille des anciens grains d'austénite** augmente et donc que la **macro-dureté** diminue. Cette précédente évolution du taux d'usure est valable pour toutes tailles de particules abrasives. Cet effet de la taille de grain sur la perte de masse est également observé dans le cas d'un acier inoxydable dans l'étude de G. Bregliozzi et al. [Bregliozzi, 2003]. De plus, divers travaux [Gündüz, 2008], [Sundström, 2001] montrent également que la résistance à l'usure du matériau diminue à mesure que sa taille des grains moyenne augmente.

De plus, la Figure IV-8 permet de comparer l'effet de la **taille des anciens grains d'austénite** et donc de la **macro-dureté** sur le **coefficient de frottement** et le **taux d'usure**. Ainsi, cette figure montre que le **coefficient de frottement** et le **taux d'usure** diminuent avec la diminution de la taille des anciens grains d'austénite et donc la hausse de la macro-dureté. Pour obtenir une meilleure compréhension de ces effets, les surfaces usées sont analysées dans le but d'étudier les mécanismes d'usure au travers de la Figure IV-5, la Figure IV-6 et la Figure IV-7. Pour cette analyse, la contribution de la rugosité est également considérée de la manière suivante :

- **Pour les grandes tailles de particules abrasives de 200 $\mu\text{m}$  :**

D'une part, à mesure que la taille des anciens grains d'austénite augmente et que la macro-dureté diminue, les micrographies des surfaces usées des pions métalliques de la Figure IV-5 révèlent la présence de stries d'abrasion traduisant une déformation plastique plus sévère avec la présence de bourrelets générés par labourage et la présence de débris d'usure plus gros. Ainsi, ces observations soulignent une accentuation des mécanismes d'usure par labourage pouvant expliquer la hausse du taux d'usure et de la composante du coefficient de frottement  $\mu_{lab}$  du modèle de Bowden et Tabor [Bowden, 1954]. De plus, à mesure que la taille des anciens grains d'austénite augmente et que la macro-dureté diminue, les micrographies des surfaces usées des papiers abrasifs de la Figure IV-6 montrent une accumulation et une adhésion des débris d'usure métalliques sur les sommets des particules abrasives endommagées. En effet, ce résultat est notamment mis en évidence par des analyses EDS dans la Figure IV-7 (b et c) pour la microstructure martensitique trempée M3. Néanmoins, cette accentuation des mécanismes d'usure par adhésion reste de second ordre par rapport à l'accentuation des mécanismes d'usure par abrasion de labourage. Ce dernier phénomène est ainsi susceptible d'accroître légèrement la composante du coefficient de frottement  $\mu_{adh}$  du modèle de Bowden et Tabor [Bowden, 1954]. D'autre part, à mesure que la taille des anciens grains d'austénite diminue et que la macro-dureté augmente, la Figure IV-5 montre que les surfaces usées des pions métalliques présentent

principalement de la coupe avec des petits débris d'usure. Dans ces conditions, les diminutions du taux d'usure et du coefficient de frottement sont associées à une atténuation des mécanismes d'usure par abrasion de labourage et d'adhésion.

Ainsi, ces différences de mécanismes d'usure proviennent probablement de microstructures martensitiques trempées avec des plasticités différentes. La hausse de la taille des anciens grains d'austénite engendre certainement une diminution de la limite d'élasticité en accord avec la loi de Hall-Petch pouvant potentiellement expliquer la hausse du coefficient de frottement et du taux d'usure. Ainsi, ces différents mécanismes d'usure sont également la conséquence des différentes actions des débris générés dans le contact. En raison d'un taux d'usure qui augmente avec la taille des anciens grains d'austénite, le volume de débris d'usure générés au niveau de l'interface est susceptible de croître. De plus, ces débris d'usure présentent probablement des propriétés différentes. Ces propriétés diffèrent des caractéristiques microstructurales initiales du pion (de la taille initiale des anciens grains d'austénite et de la macro-dureté associée) ainsi que du niveau d'écrouissage généré par l'action des particules abrasives dures. Comparé à la microstructure M1, le phénomène d'adhésion des débris d'usure métalliques observé au niveau des sommets des particules abrasives endommagées constaté dans le cas de la microstructure M3 pourrait révéler une aptitude supérieure de ces débris d'usure à se compacter et donc à adhérer.

**- Pour les petites tailles de particules abrasives de 15 $\mu$ m :**

A mesure que la taille des anciens grains d'austénite augmente et que la macro-dureté diminue, les micrographies des surfaces usées des papiers abrasifs de la Figure IV-6 montrent une accentuation de l'usure par adhésion avec les débris d'usure métalliques qui s'accumulent et adhèrent dans les espaces entre les particules abrasives. Ainsi, cette accentuation des mécanismes d'usure par adhésion contribue probablement à augmenter l'aire de contact et donc la composante  $\mu_{adh}$  du modèle de Bowden et Tabor [Bowden, 1954] qui pourrait expliquer la hausse du coefficient de frottement.

A mesure que la taille des anciens grains d'austénite augmente, la hausse du taux d'usure peut s'accompagner d'un plus grand volume de débris d'usure métalliques pouvant venir se loger dans les espaces libres entre les particules abrasives. Ainsi, ce plus grand volume de débris d'usure métalliques pourrait également favoriser l'agglomération de ces derniers et donc des phénomènes d'adhésion. De plus, les débris d'usure pour chaque échantillon ont également probablement des propriétés différentes en raison de différentes tailles des anciens grains d'austénite (et donc des macro-duretés) de l'échantillon initial. Ces différentes propriétés sont susceptibles de présenter des aptitudes différentes de ces débris d'usure à se compacter et donc à adhérer.

- **Pour les tailles intermédiaires de particules abrasives de 35µm :**

Pour la microstructure M1 avec la taille des anciens grains d'austénite la plus faible et la macro-dureté la plus élevée, les phénomènes d'adhésion ne semblent pas être distingués pour cette taille intermédiaire de particules abrasives contrairement aux deux autres microstructures M2 et M3. En effet, les mécanismes d'usure par adhésion sont observés pour une taille inférieure de particules abrasives (15 µm). Ainsi, à mesure que la taille de particules abrasives diminue, la faible taille des anciens grains d'austénite semblerait contribuer à diminuer la taille de particules abrasives à partir de laquelle les mécanismes d'usure par adhésion apparaissent. Ce phénomène peut être dû à un volume de débris d'usure plus faible et/ou à des débris d'usure métalliques moins susceptibles de s'agglomérer.

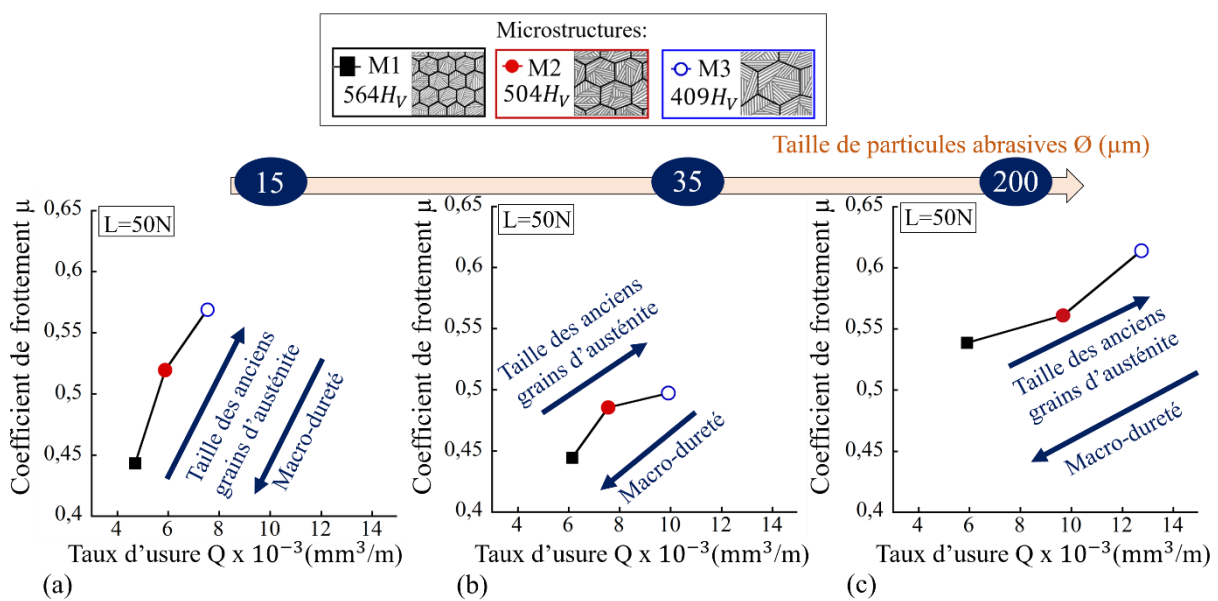


Figure IV-8: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction du taux d'usure  $Q$  dans le cas des microstructures martensitiques trempées pour une taille de particules abrasives de (a) 15 µm, (b) 35µm et (c) 200 µm et pour un chargement normal  $L$  de 50N

Finalement, l'observation des surfaces usées à partir des micrographies permet également de souligner que l'impact de la taille des anciens grains d'austénite sur les mécanismes d'usure est de second ordre par rapport à l'impact de la taille des particules abrasives sur les mécanismes d'usure.

### 3.2.2 Cas des forts chargements

Pour un chargement normal de 110N comme présenté dans la Figure IV-4 (b), le taux d'usure augmente avec la **taille de particules abrasives** pour les trois microstructures martensitiques trempées. Cette tendance est valable également pour un chargement normal de 70N. Ainsi, à mesure que le chargement normal augmente, le taux d'usure augmente avec la taille de particules abrasives pour les trois microstructures martensitiques trempées. En effet, aucune taille critique de particules

abrasives à partir de laquelle le taux d'usure se stabilise n'est remarquée pour des forts chargements. Ces effets combinés de la taille de particules abrasives et du chargement normal sur le taux d'usure sont également notés dans le cas de l'acier AISI 1095 dans les travaux de Sin *et al.* [Sin, 1979]. Cette hausse du chargement normal implique probablement une hausse de la profondeur de pénétration des particules abrasives en surface favorisant des mécanismes d'usure de coupe par rapport au labourage comme discuté dans la Figure I-7 du Chapitre I. Ainsi, les travaux de Sin *et al.* [Sin, 1979] montrent une hausse de la largeur des rayures avec le chargement normal et plus particulièrement pour les grandes tailles de particules abrasives. Cette dernière tendance pourrait expliquer cet effet du chargement normal sur l'évolution du taux d'usure en fonction de la taille de particules abrasives.

Puis, la Figure IV-4 (b) montre que le taux d'usure augmente à mesure que la **taille des anciens grains d'austénite** augmente et donc que la **macro-dureté** diminue. Cette tendance est valable pour tous les chargements normaux et pour toutes les tailles de particules abrasives. De plus, l'effet de la taille des anciens grains d'austénite (et donc de la macro-dureté) sur le taux d'usure ne s'atténue pas contrairement au coefficient de frottement comme souligné dans le Chapitre III. Ainsi, la diminution de la sensibilité du coefficient de frottement à la taille des anciens grains d'austénite avec l'augmentation du chargement normal peut s'expliquer par l'action d'un 3<sup>ème</sup> corps qui pourrait être généré et pourrait faciliter le frottement par roulement de ce 3<sup>ème</sup> corps. Ce phénomène pourrait également s'expliquer par des grains abrasifs qui auraient tendance à s'émousser avec la hausse du chargement normal conduisant probablement à réduire la profondeur de pénétration des grains abrasifs à la surface du pion.

Enfin, à mesure que le **chargement normal** augmente, le taux d'usure augmente pour ces microstructures martensitiques trempées et ces tailles de particules abrasives. L'évolution du taux d'usure en fonction de la charge normale pour chacune des tailles de particules abrasives sera davantage analysée dans la section 7.2.2.

### 3.3 Synthèse

**Pour conclure, ces résultats montrent que :**

- La hausse de la **taille des anciens grains d'austénite** s'accompagnant d'une diminution de la macro-dureté initiale de l'acier entraînent la hausse du **coefficient de frottement** et du **taux d'usure** indépendamment du chargement normal et de la taille de particules abrasives. Comme souligné pour un faible chargement normal de 50N, les augmentations du taux d'usure et du coefficient de frottement s'accompagnent d'une accentuation des mécanismes d'usure par abrasion de labourage et par adhésion.

- Chacune des trois microstructures martensitiques trempées présente un **coefficient de frottement** minimisé pour une **taille optimale de particules abrasives** qui semble être associée à une combinaison entre des mécanismes d'usure par abrasion et par adhésion. En revanche, pour ces trois microstructures, le **taux d'usure** est minimisé par la plus petite taille de particules abrasives permettant de minimiser les mécanismes d'usure par abrasion.
- L'augmentation du **chargement normal** permet de minimiser les effets de la **taille des anciens grains d'austénite** et de la **rugosité** sur le **coefficient de frottement**. En revanche, avec l'augmentation du **chargement normal**, l'effet de la **rugosité** sur le **taux d'usure** est accentué tandis que l'effet de la **taille des anciens grains d'austénite** sur le **taux d'usure** reste similaire.

## 4. Effet du niveau d'adoucissement de la martensite trempée

### 4.1 Introduction

Dans cette partie, l'effet du niveau d'adoucissement de la martensite trempée (et donc de la macro-dureté) sur le comportement à l'usure des aciers 25CD4 et 35NCD16 est investigué. Pour cela, comme présenté dans le Chapitre II et représenté dans le Figure IV-9, dix différents échantillons sont générés. Les chargements normaux ainsi que les tailles de particules abrasives utilisées sont présentés dans le Tableau III-1. Plus particulièrement, cette étude s'intéresse aux particules abrasives de tailles importantes situées entre 35 $\mu$ m et 200 $\mu$ m.

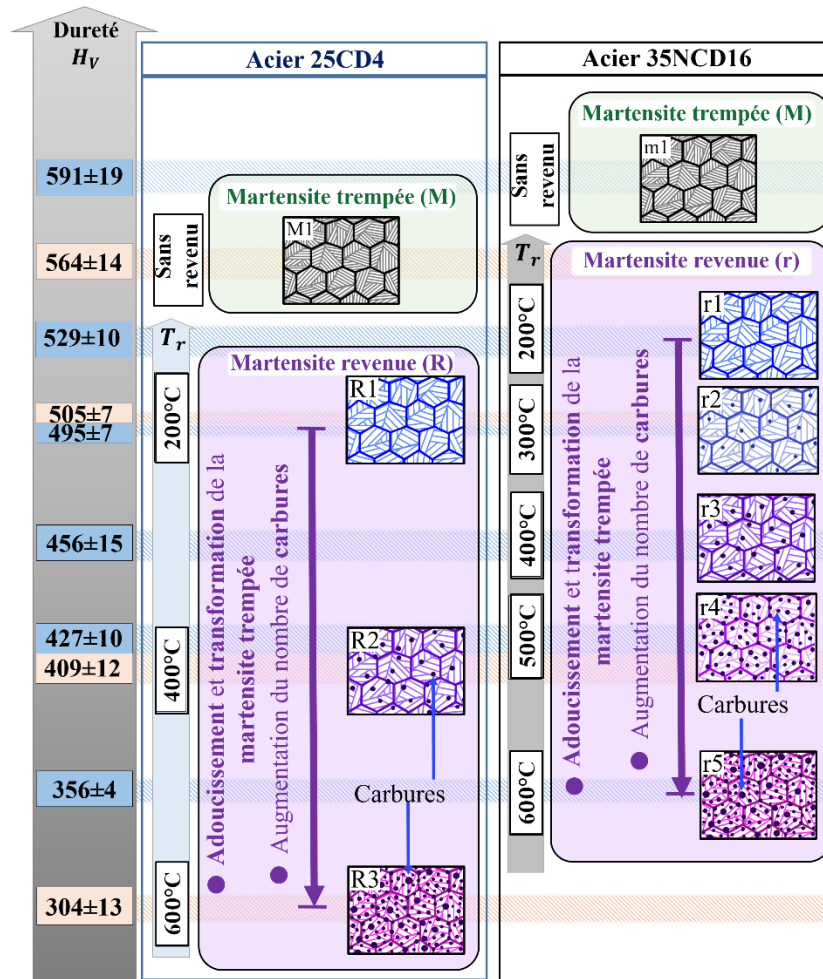
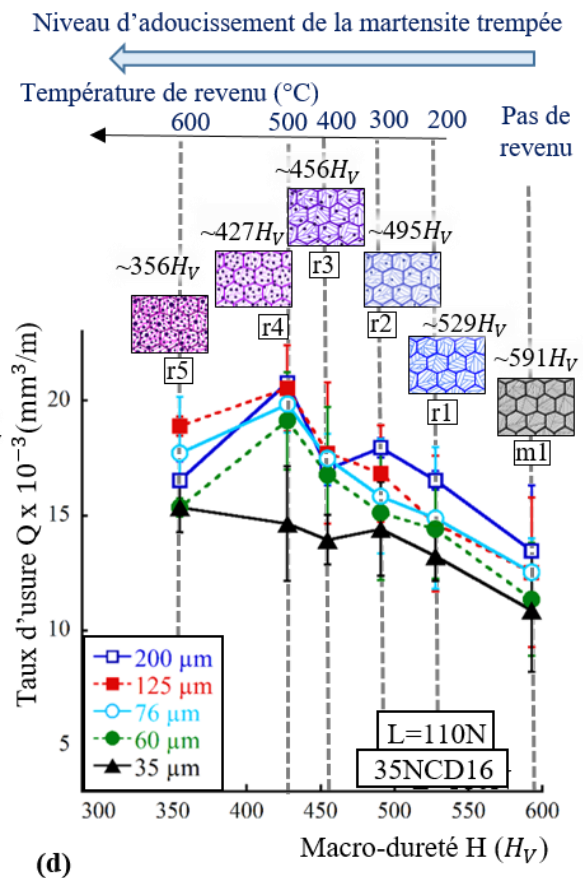
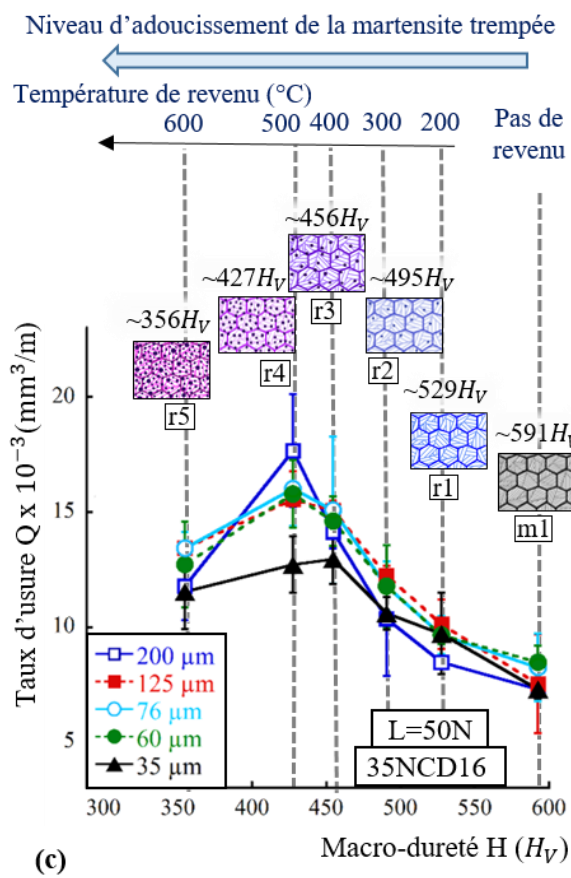
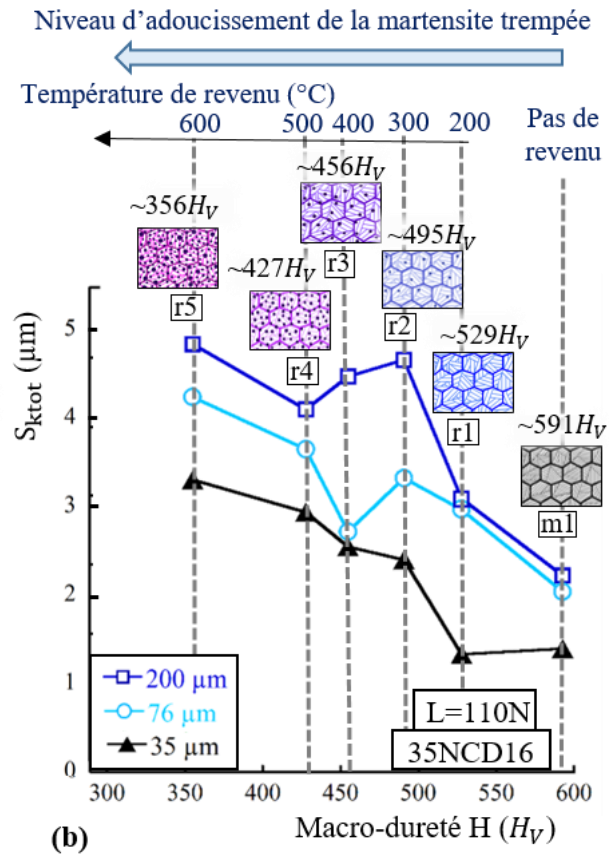
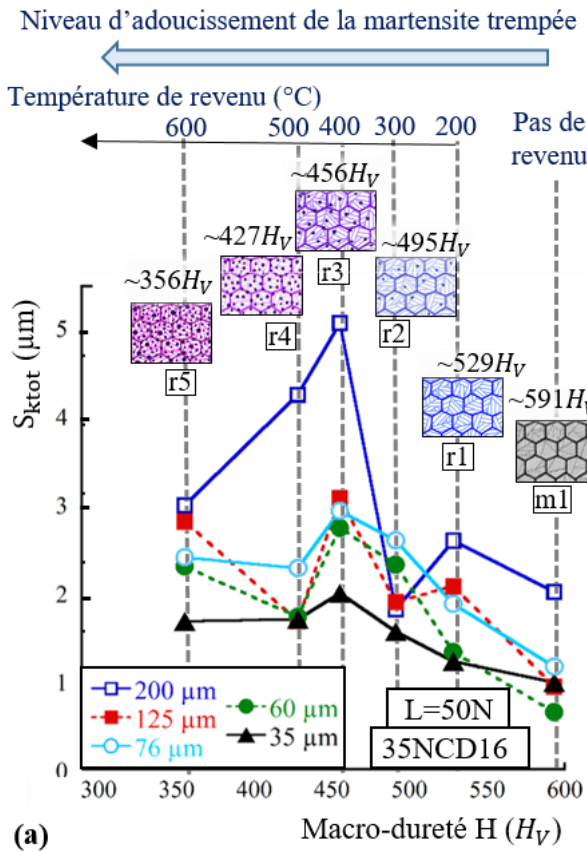


Figure IV-9: Représentation schématique des microstructures pour différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée

## 4.2 Résultats et discussions

Pour ces différentes microstructures pour ces deux aciers, la Figure IV-10 montre l'évolution du taux d'usure en fonction de la macro-dureté pour des chargements normaux de 50N et de 110N. Les évolutions obtenues du taux d'usure pour un chargement normal intermédiaire de 70N dans le cas de l'acier 25CD4 et de 70N et 90N dans le cas de l'acier 25CD4 sont présentées dans la Figure E-2 dans l'Annexe E. De plus, la Figure IV-10 présente l'évolution du paramètre de rugosité  $S_{k_{tot}}$  en fonction de la macro-dureté pour des chargements normaux de 50N et de 110N dans le cas de l'acier 35NCD16.





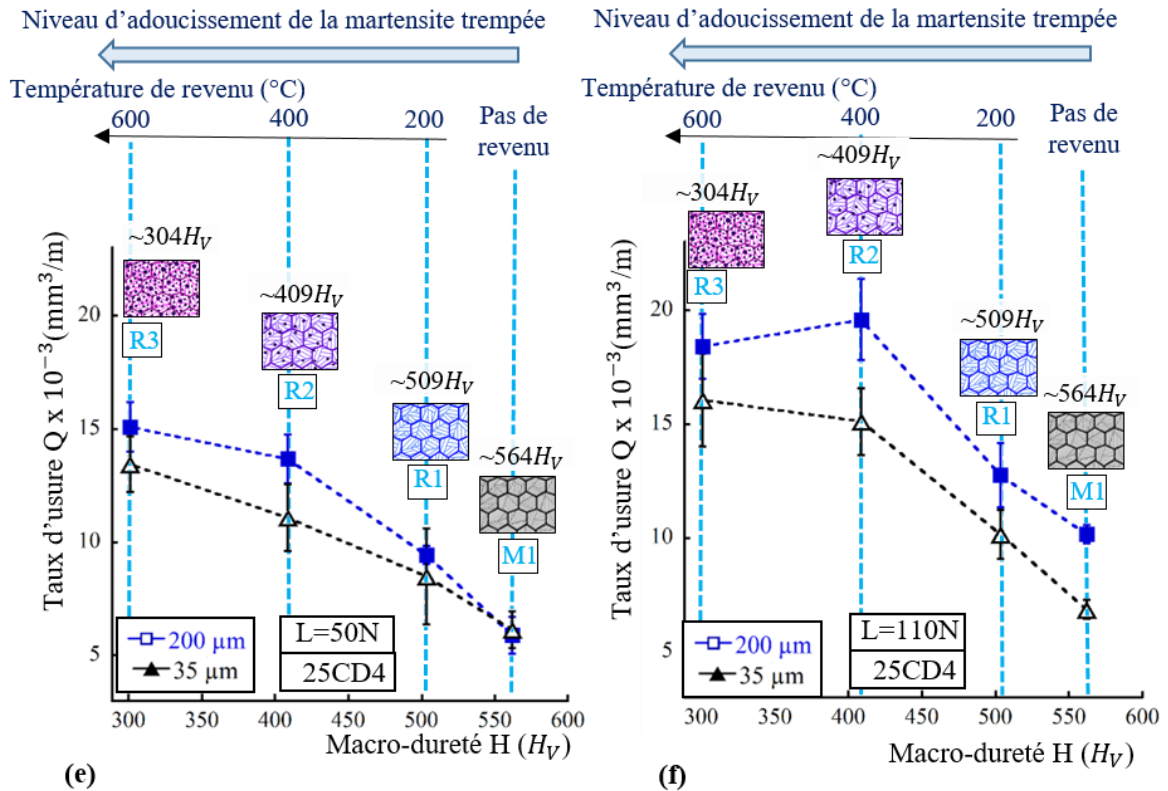


Figure IV-10: Evolution de (a et b)  $S_{k\text{tot}}$  dans le cas de l'acier 35NCD16 et (c, d, e et f) du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$  dans le cas l'acier (a, b, c et d) 35NCD16 et de l'acier (e et f) 25CD4 pour des chargements normaux de (a, c et e) 50N et (b, d et f) 110N

#### 4.2.1 Cas des faibles chargements

Dans un premier temps, l'effet de la **taille de particules abrasives** pour les deux aciers pour un chargement normal de 50N est étudié.

Dans le cas de l'acier 35NCD16, la Figure IV-10 (a et c) montre que le taux d'usure  $Q$  et le paramètre  $S_{k\text{tot}}$  sont minimisés pour la plus petite taille testée de particules abrasives de 35 $\mu\text{m}$ . Ainsi, le taux d'usure et le paramètre  $S_{k\text{tot}}$  semblent être corrélés. Puis, à mesure que la taille de particules abrasives augmente, le taux d'usure augmente puis tend à se stabiliser (Figure IV-10 (c)). Cet effet de la taille de particules abrasives sur le taux d'usure est similaire à l'effet identifié sur les microstructures martensitiques trempées de la partie 3.2.1 pour l'acier 25CD4. Puis, le paramètre de rugosité de  $S_{k\text{tot}}$  semble augmenter avec la taille de particules abrasives (Figure IV-10 (a)).

Dans le cas de l'acier 25CD4, la Figure IV-10 (e) montre un taux d'usure supérieur pour les grandes tailles de particules abrasives de 200 $\mu\text{m}$  par rapport aux petites tailles de particules abrasives de 35 $\mu\text{m}$ . Ainsi, pour cette gamme de taille de particules abrasives, l'effet de la taille de particules abrasives sur le taux d'usure est similaire à l'effet identifié sur les microstructures martensitiques trempées de la partie 3.2.1 pour le même acier.

Finalement, pour cette gamme de taille de particules abrasives, les effets de la rugosité sur le coefficient de frottement (Figure III-6) et le taux d'usure sont similaires indépendamment de l'acier. Pour comprendre l'effet de la rugosité sur le coefficient de frottement et le taux d'usure, les surfaces usées sont présentées dans les Figure E-3, Figure E-4 et Figure E-5 placées dans l'Annexe E. Indépendamment de la microstructure martensitique revenue et de la nature de l'acier, les observations de ces surfaces usées permettent de faire les mêmes constats que pour les microstructures martensitiques trempées dans la section 3.2.1. Ainsi, les commentaires faits dans la première partie de la section 3.2.1 sont valables également pour ces microstructures martensitiques revenues.

Dans un second temps, la Figure IV-10 permet de mettre en évidence l'effet du **niveau d'adoucissement de la martensite trempée** et donc de la **macro-dureté** pour les deux aciers pour un chargement normal de 50N. Comme mentionné dans le chapitre II, la température de revenu impacte le niveau d'adoucissement de la martensite trempée caractérisée par une haute fragilité et une haute dureté. Pour toutes les tailles de particules abrasives, le taux d'usure et le paramètre de rugosité  $S_{ktot}$  augmentent à mesure que la macro-dureté augmente de  $356H_v$  jusqu'à  $427H_v$ . Puis, le taux d'usure et le paramètre de rugosité  $S_{ktot}$  diminuent à mesure que la macro-dureté augmente de  $427H_v$  jusqu'à  $591H_v$ . Ainsi, le taux d'usure et le paramètre de rugosité  $S_{ktot}$  présentent un pic pour un niveau intermédiaire d'adoucissement de la martensite trempée associé à une macro-dureté intermédiaire. Cet échantillon avec une macro-dureté intermédiaire présente une microstructure transitoire probablement entre de la martensite en forme de lattes et une microstructure composée de grains équiaxes et de carbures. Ce pic se situe pour une gamme de macro-dureté allant de  $427H_v$  à  $456H_v$  correspondant à des températures de revenu allant de  $400^{\circ}C$  à  $500^{\circ}C$ . Il est également intéressant de souligner la corrélation entre le paramètre  $S_{ktot}$  et le taux d'usure.

Dans le cas de l'acier 25CD4 et pour des tailles de particules abrasives de  $200\mu m$  et  $35\mu m$ , la Figure IV-10 (e) montre que le taux d'usure augmente avec l'augmentation du niveau d'adoucissement de la martensite trempée et donc la diminution de la macro-dureté. Cette tendance est en accord avec les résultats mis en évidence dans la littérature [Singh, 2015], [Wang, 1996], [Khatirkar, 2015], [Sapate, 2008]. Ainsi, l'effet de cette microstructure transitoire constatée pour l'acier 35NCD16 n'est pas distingué dans le cas de l'acier 25CD4. Néanmoins, dans le cas de l'acier 25CD4, aucune des microstructures générées ne présentent une macro-dureté comprise dans l'intervalle de macro-duretés pour lequel le pic du taux d'usure est distingué dans le cas de l'acier 35NCD16. Il aurait été souhaitable de tester d'autres microstructures avec des macro-duretés situées dans cet intervalle de macro-duretés en réalisant des revenus pour des températures situées entre  $400^{\circ}C$  à  $600^{\circ}C$ .

Néanmoins, pour chacun des deux aciers, les microstructures martensitiques trempées (M1 et m1) avec les macro-duretés les plus élevées présentent le taux d'usure le plus faible parmi ces microstructures avec différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée.

De plus, la Figure IV-11 permet de représenter l'évolution du taux d'usure en fonction du coefficient de frottement pour les deux aciers et pour des tailles de particules abrasives de 35  $\mu\text{m}$  et 200  $\mu\text{m}$ . Ainsi, les effets du niveau **d'adoucissement de la martensite trempée** (et donc de la **macro-dureté**) sur le **coefficient de frottement** et sur le **taux d'usure** sont globalement similaires pour un acier donné. Afin de comprendre ces effets du **niveau d'adoucissement de la martensite trempée** (et donc de la **macro-dureté**) sur le **coefficient de frottement** et le **taux d'usure**, les mécanismes d'usure sont analysés à partir des micrographies des surfaces usées présentées dans les Figure E-3, Figure E-4 et Figure E-5 placées dans l'Annexe E.

➤ Cas de l'acier 35NCD16 :

A partir de la Figure E-3, dans le cas de l'échantillon m1 pour une macro-dureté de  $591H_v$ , l'observation de la surface usée du pion métallique révèle principalement des mécanismes d'usure par abrasion de coupe avec des petits débris d'usure. Ainsi, comparée aux autres microstructures, la microstructure martensitique trempée m1 semble probablement se déformer plastiquement plus difficilement pouvant impliquer une hauteur des bourrelets moins importante et des débris d'usure de plus petites tailles. Pour cette microstructure martensitique trempée m1, ces derniers constats pourraient ainsi permettre de minimiser le coefficient de frottement, du paramètre  $S_{ktot}$  et le taux d'usure par rapport aux autres microstructures.

D'autre part, comparées aux échantillons m1 et r5, les surfaces usées des pions métalliques associés à l'échantillon r3 pour une macro-dureté de  $456H_v$  (microstructure de transition, de lattes de martensite vers des grains équiaxes) présente une accentuation des mécanismes d'usure de labourage avec la présence de débris d'usure plus gros. L'accentuation de ces mécanismes d'usure s'associe également à une augmentation du taux d'usure, du paramètre  $S_{ktot}$  et du coefficient de frottement. En accord avec les travaux de Bowden et Tabor [Bowden, 1954], l'augmentation du coefficient de frottement proviendrait donc de la hausse de la composante  $\mu_{lab}$ . De plus, pour l'échantillon r3 pour une macro-dureté de  $456H_v$ , les micrographies des surfaces usées des papiers abrasifs de la Figure E-3 montrent une accentuation de l'adhésion des débris d'usure métalliques de différentes manières en fonction de la taille de particules abrasives. En effet, dans le cas des particules abrasives de tailles importantes de 200  $\mu\text{m}$ , les débris d'usure métalliques s'accumulent et adhèrent sur les sommets des particules abrasives endommagées. En revanche, dans le cas des particules abrasives de 35  $\mu\text{m}$ , les débris d'usure métalliques s'accumulent et adhèrent dans les espaces entre les particules abrasives. Ainsi, ce mécanisme d'usure par adhésion peut contribuer également à augmenter le coefficient de frottement au travers de la hausse de la composante  $\mu_{adh}$  en accord avec les travaux de Bowden et Tabor [Bowden, 1954]. Ainsi, cette microstructure de transition présente une macro-dureté ainsi que des caractéristiques microstructurales (en termes de nature et de propriétés des phases

et des carbures) défavorables par rapport à son comportement au frottement et à l'usure en comparaison avec les autres microstructures pour des macro-duretés plus faibles et plus élevées.

➤ Cas de l'acier 25CD4 :

A partir de la Figure E-4 (placée dans l'Annexe E) et à mesure que le niveau d'adoucissement de la martensite trempée augmente et que la macro-dureté diminue, les micrographies montrent des surfaces usées des pions qui présentent une accentuation des mécanismes d'usure de labourage, à l'origine d'une déformation plastique sévère, et de coupe. A partir de la Figure E-5 (placée dans l'Annexe E), les papiers abrasifs usés présentent une accentuation des mécanismes d'usure par adhésion. Ainsi, ces mécanismes d'usure pourraient contribuer à augmenter le taux d'usure et le coefficient de frottement comme attendu par les résultats de la littérature.

Ainsi, la transformation progressive de la martensite trempée et la présence des précipités dans les microstructures r5, r4 et r3 (pour l'acier 35NCD16) et R2 et R3 (pour l'acier 35CD4) semblent jouer un rôle néfaste au regard du comportement à l'usure et au frottement. En effet, l'effet bénéfique de la dureté sur l'usure et le frottement commence à être distingué pour les microstructures sans carbures avec une martensite riche en carbone sous la forme de lattes (échantillons m1 et r1 pour l'acier 35NCD16 et M1 et R1 échantillons pour l'acier 25CD4). Ainsi, la martensite trempée adoucie et la présence de carbures modifient probablement le comportement à l'écrasement et pourraient impliquer des niveaux de contraintes locales très élevés.

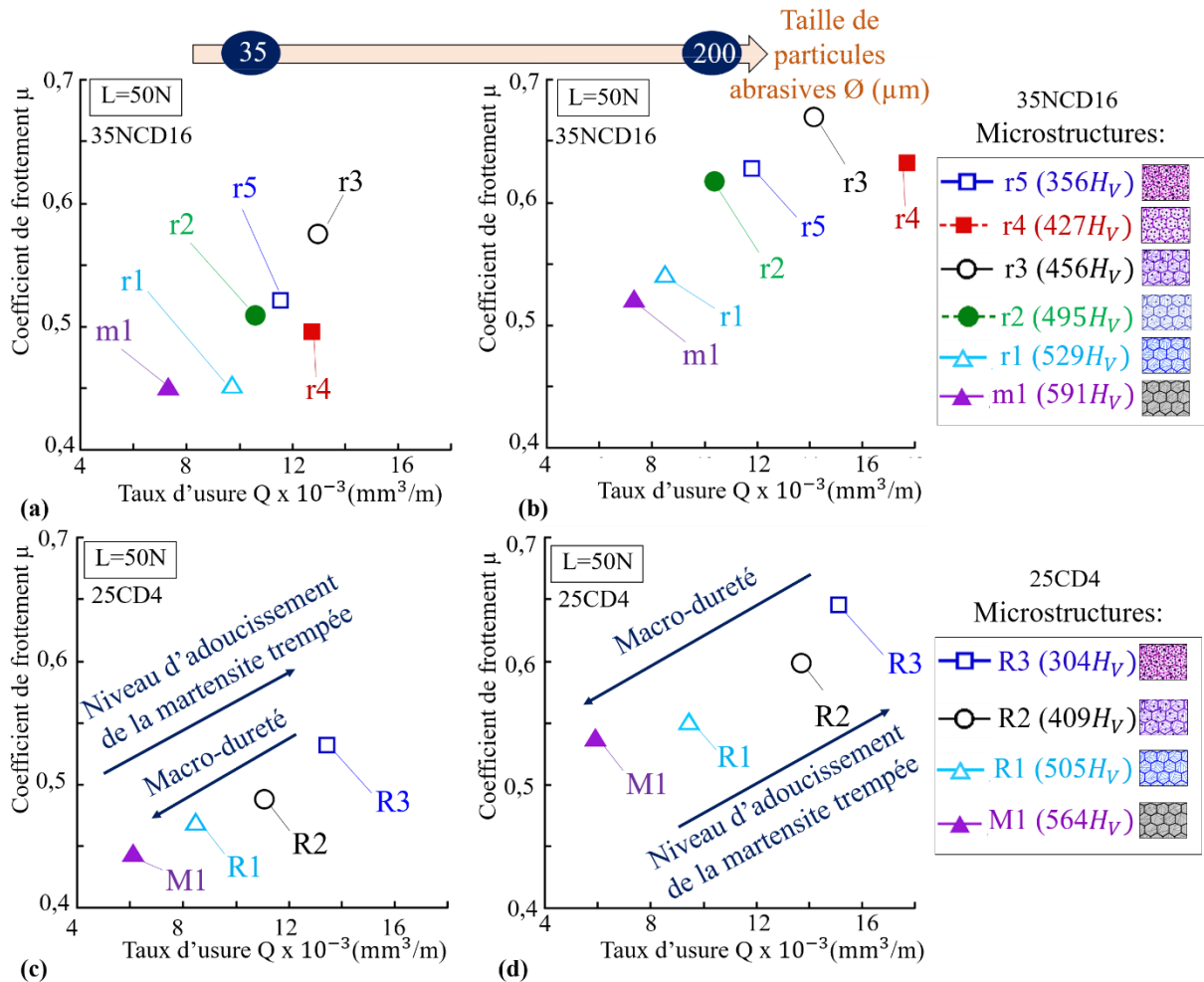


Figure IV-11: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction du taux d'usure  $Q$  pour des microstructures avec différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée pour une taille de particules abrasives  $\varnothing$  de (a et c)  $35\mu\text{m}$  et (b et d)  $200\mu\text{m}$  et pour un acier (a-b) 35NCD16 et (c-d) 25CD4

#### 4.2.2 Cas des forts chargements

Pour un chargement normal de 110N comme présenté dans la Figure IV-10 (b, d et f) il est mis en évidence que le taux d'usure et le paramètre  $S_{\text{ktot}}$  augmentent avec la **taille de particules abrasives** pour les deux aciers 35NCD16 et 25CD4. Plus particulièrement dans le cas de l'acier 35NCD16, le taux d'usure augmente puis tend à se stabiliser à mesure que la taille de particules abrasives augmente. Ces précédentes tendances sont ainsi valables indépendamment du chargement normal et révèlent une corrélation entre le taux d'usure et le paramètre  $S_{\text{ktot}}$ .

Dans le cas de l'acier 35NCD16 et pour toutes les tailles de particules abrasives, le taux d'usure et le paramètre de rugosité  $S_{\text{ktot}}$  présentent un pic pour une **macro-dureté** intermédiaire correspondant à une **transition de microstructure** entre de la martensite en forme de lattes vers une microstructure composée de grains équiaxes et de carbures pour un chargement normal de 110N. Ce pic se situe pour



une macro-dureté de  $429H_v$  correspondant à des températures de revenu allant de 300 à 500°C. Ainsi, l'effet de la microstructure (et de la macro-dureté) sur le comportement à l'usure est valable pour toutes tailles de particules abrasives et pour tous chargements normaux. Néanmoins, la plus petite taille de particules abrasives réduit l'effet de la microstructure sur le taux d'usure pour les différents chargements normaux. Ainsi, en diminuant la taille de particules abrasives, cette atténuation de l'effet de la microstructure sur le taux d'usure pourrait être liée à l'atténuation des mécanismes d'usure par abrasion, l'accentuation de l'usure par adhésion ainsi que la diminution du taux d'usure.

De plus, la Figure IV-12 présente les observations d'une coupe transversale du pion m1 pour une macro-dureté de  $591H_v$ , du pion r3 pour une macro-dureté de  $456H_v$  et du pion r5 pour une macro-dureté de  $356H_v$ , après des essais de frottement réalisés contre des papiers abrasifs avec des tailles de particules abrasives de  $35\mu\text{m}$  et  $200\mu\text{m}$ . Ces micrographies montrent une déformation plastique plus sévère avec la présence de bourrelet plus prononcés dans le cas des échantillons r3 et r5 par rapport à l'échantillon m1 pour ces deux tailles de particules abrasives. Ainsi, la présence de précipités et de martensite trempée appauvrie en carbone (dans le cas des échantillons r3 et r5) semble favoriser la déformation plastique du matériau et donc la détérioration de son comportement au frottement et à l'usure par rapport à l'échantillon m1. Il aurait été souhaitable d'effectuer de analyses par EBSD afin d'étudier les différences de plasticité de ces différentes microstructures.

Dans le cas de l'acier 25CD4 et pour un chargement normal de 110N, la Figure IV-10 (b) montre l'évolution du taux d'usure en fonction de la **macro-dureté** pour deux tailles de particules abrasives. Pour les particules abrasives de  $200\mu\text{m}$ , le taux d'usure semble présenter un pic pour une macro-dureté de  $409H_v$ . En revanche, pour les particules abrasives de  $35\mu\text{m}$ , le taux d'usure diminue à mesure que la macro-dureté augmente et donc que le niveau d'adoucissement de la martensite trempée diminue. Afin de valider cet effet du niveau d'adoucissement de la martensite trempée sur le taux d'usure, il aurait été souhaitable de tester d'autres microstructures avec des macro-duretés situées dans l'intervalle de macro-duretés en réalisant des revenus pour des températures intermédiaires.

Enfin, pour ces deux aciers, à mesure que le **chargement normal** augmente, le **taux d'usure** augmente. Pour chacune des tailles de particules abrasives, l'évolution du taux d'usure en fonction du chargement normal est présentée dans la Figure E-6 dans l'Annexe pour l'acier 35NCD16. Ainsi, cette figure permet de souligner que le taux d'usure augmente avec le chargement normal pour l'ensemble des échantillons avec différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée. Néanmoins, dans le cas des microstructures transitoires pour une gamme de macro-dureté allant de  $427H_v$  à  $456H_v$ , le taux d'usure diminue à mesure que le chargement normal augmente de 50N à 70N. Puis à mesure que le chargement normal augmente de 70N à 110N, le taux d'usure augmente. Dans le cas de l'acier 25CD4, cet effet du chargement normal est davantage analysé dans la section 7.2.2.

### 4.3 Synthèse

**Pour conclure, ces résultats montrent que :**

➤ Pour l'acier 35NCD16 :

Pour des faibles chargements, le **coefficient de frottement** et le **taux d'usure** présentent un pic pour une **microstructure transitoire** située autour d'une gamme intermédiaire de macro-dureté autour de  $430H_v$  à  $490H_v$  et donc pour un niveau intermédiaire d'adoucissement de la martensite trempée. Caractérisée par une microstructure transitoire entre de la martensite en forme de lattes et une microstructure composée de grains équiaxes et de carbures, l'échantillon avec cette macro-dureté intermédiaire semble présenter une accentuation des mécanismes d'usure par abrasion et par adhésion. A forts chargements, l'effet de cette microstructure transitoire sur le taux d'usure est maintenu tandis que cet effet sur le coefficient de frottement s'atténue.

➤ Pour l'acier 25CD4 :

Le **taux d'usure** et le **coefficient de frottement** diminue à mesure que la **macro-dureté augmente** indépendamment de la taille de particules abrasives et du chargement normal. A mesure que le **chargement normal** augmente, l'effet de la macro-dureté sur le taux d'usure augmente tandis que l'effet de la macro-dureté sur le coefficient de frottement s'atténue.

➤ Pour les deux aciers et pour toutes microstructures, le taux d'usure est minimisé pour la plus faible taille de particules abrasives testée de  $35\ \mu\text{m}$  indépendamment du chargement normal. Néanmoins, à l'inverse du coefficient de frottement, l'impact de la **rugosité** sur le taux d'usure augmente avec l'augmentation du **chargement normal**.

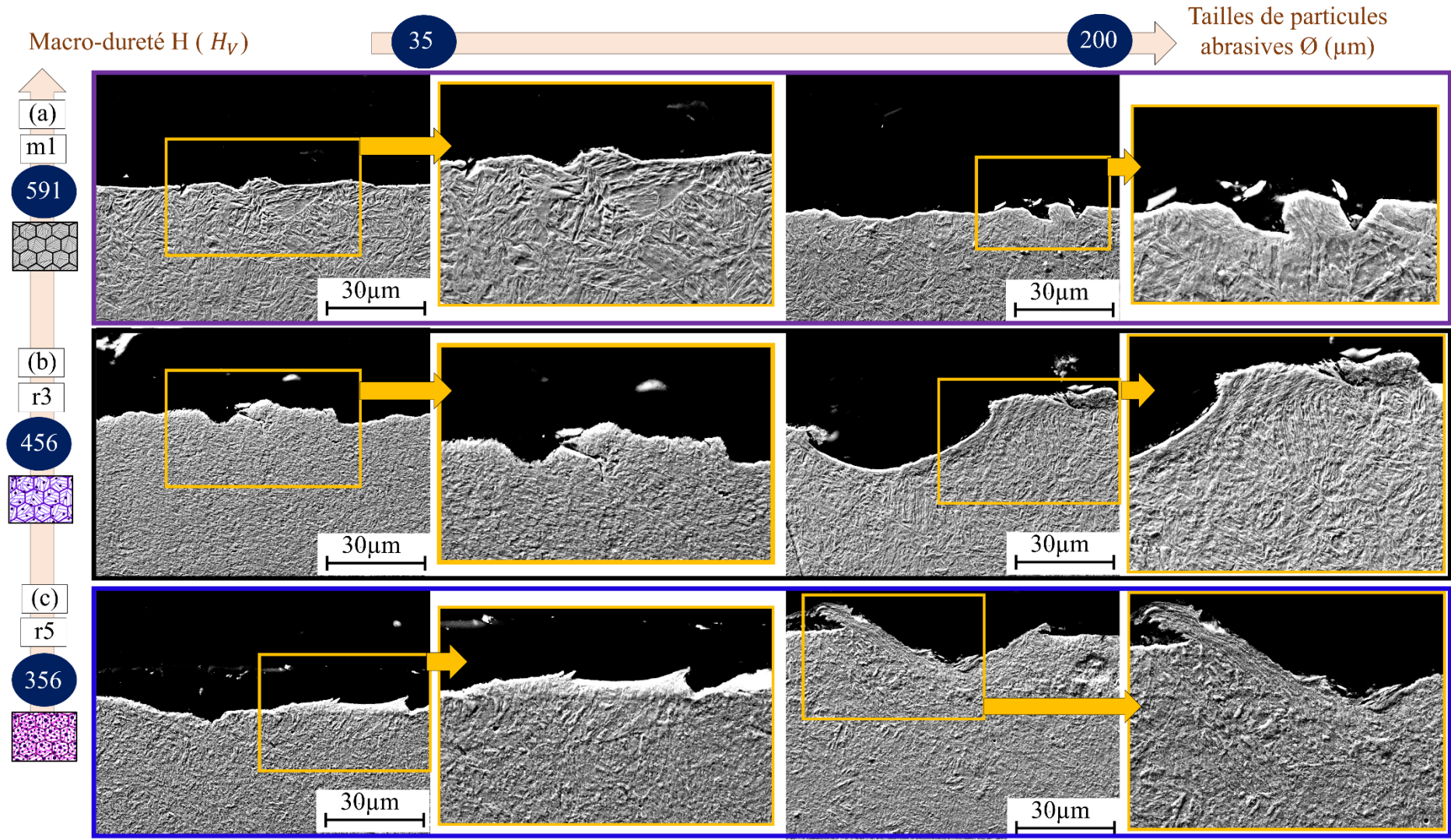


Figure IV-12: Micrographies MEB-FEG de la (a) microstructure martensitique trempée, de la microstructure martensitique revenue (b) à 400°C et à (c) 600°C dans le cas de l'acier 35NCD16 pour une taille de particules abrasives de 200  $\mu\text{m}$  et un chargement normal de 110N

## 5. Effet de la fraction volumique de martensite

### 5.1 Introduction

Dans le cadre de microstructures dual-phase, l'effet de la fraction volumique  $\alpha_M$  de martensite et donc de la macro-dureté sur le comportement à l'usure de l'acier 25CD4 est investigué. Pour cela, comme présentées dans le Chapitre II et dans la Figure IV-13, quatre différentes microstructures dual-phase (DP1d, DP1c, DP1b et DP1a) sont générées pour des fractions volumiques de martensite  $\alpha_M$  allant de 45% à 79% conduisant à une variation de la macro-dureté de 309  $H_V$  à 495  $H_V$ . Les chargements normaux et les tailles de particules abrasives utilisées sont présentés dans le Tableau III-1.

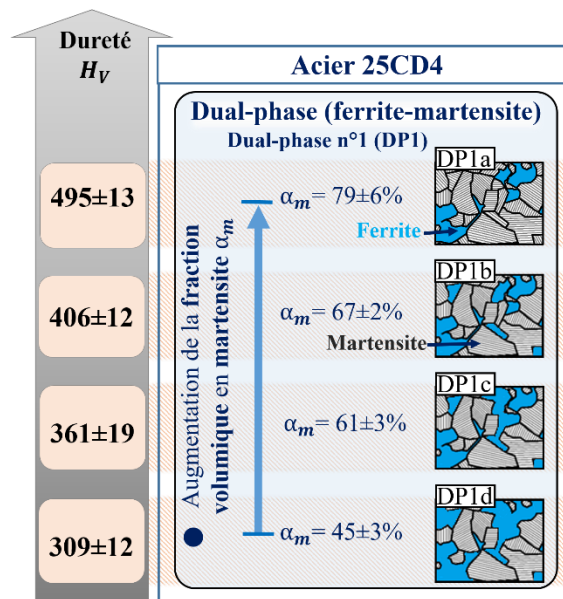


Figure IV-13: Représentation schématique des microstructures dual-phase DP1 avec des grandes colonies de martensite équiaxes dans le cas de l'acier 25CD4

### 5.2 Résultats et discussions

Pour ces quatre microstructures dual-phase, la Figure IV-14 montre l'évolution du taux d'usure en fonction de la taille de particules abrasives pour des chargements normaux de 50N et de 110N. Les résultats obtenus pour un chargement normal intermédiaire de 70N sont présentés dans la Figure E-7 dans l'Annexe E.



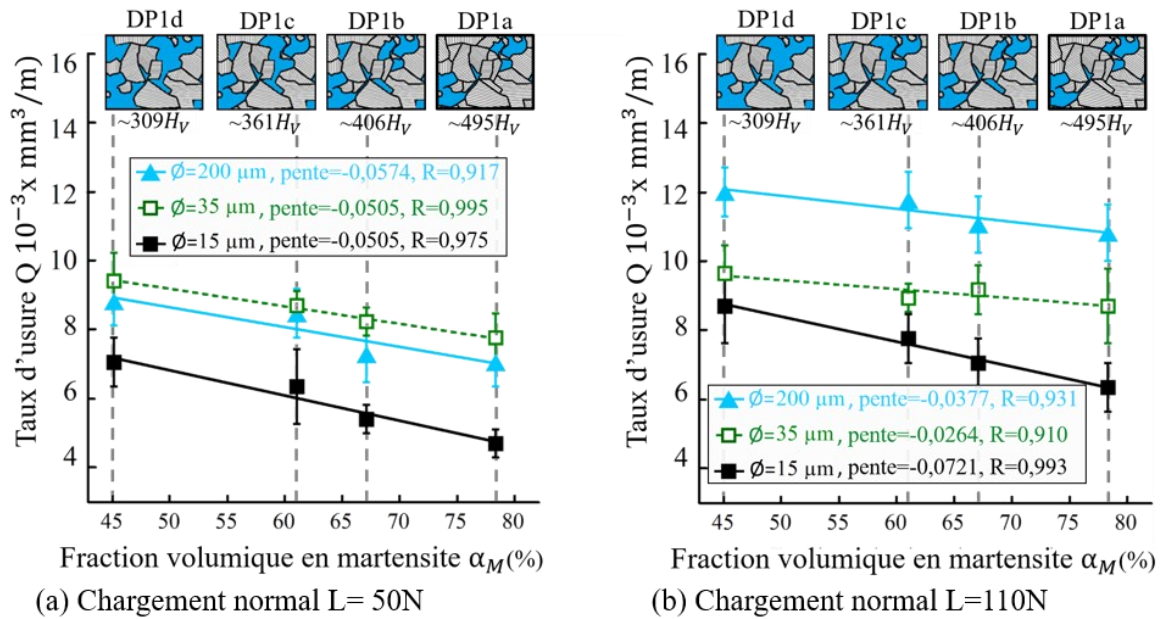


Figure IV-14: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la fraction volumique de martensite  $\alpha_M$  pour des microstructures de type dual-phase, pour trois tailles de particules abrasives  $\phi$  et pour des chargements normaux  $L$  de (a) 50N et de (b) 110N

### 5.2.1 Cas des faibles chargements

Pour un chargement normal de 50N, la Figure IV-14 (a) montre la dépendance du **taux d'usure** à la **taille des particules abrasives** et donc à la **rugosité**. Cet effet de la taille de particules abrasives sera discuté dans la section 6.2.1.

La figure IV-14 (a) permet également de mettre en évidence la hausse du taux d'usure à mesure que la **fraction volumique de martensite** (et donc la **macro-dureté**) baisse pour les trois tailles de particules abrasives. Une relation linéaire existe entre le taux d'usure et la fraction volumique de martensite. Les coefficients de corrélation linéaires  $R$  sont compris entre 0,917 et 0,995. Cet effet de la fraction volumique de martensite et donc de la macro-dureté sur la résistance à l'usure est conforme aux travaux [Ghassemi-Armaki, 2014], [Movahed, 2009], [Calcagnotto, 2011], [Xu, 2016b], [Xu, 2016a], [Abouei, 2007b], [Mobi, 2007a], [Modi, 2007b], [Abouei, 2007], [Tyagi, 2002], [Saghafian, 2007]. De plus, cet effet de la fraction volumique de martensite sur le taux d'usure pourrait s'expliquer par le gradient de propriétés existant entre la ferrite et la martensite conduisant à des concentrations de contraintes aux interfaces entre ces phases. En effet, ces interfaces sont susceptibles de devenir des sites potentiels de nucléation de fissures comme mentionné dans les travaux de Saghafian *et al.* [Saghafian, 2007]. En effet, ce dernier constat est obtenu à partir de microstructures dual-phase pour des fractions volumiques de martensite allant de 40% à 80%. À partir de ces sites potentiels de nucléation de fissures, les auteurs expliquent que des fissures sont ainsi susceptibles de se propager lors du contact et plus particulièrement lors d'un processus de délaminage conduisant à la formation

de débris d'usure. Par conséquent, ces derniers constats pourraient expliquer que le taux d'usure augmente à mesure que la fraction volumique de martensite diminue et que le nombre d'interfaces entre la ferrite et la martensite augmente.

Puis, la Figure IV-15 permet de représenter l'évolution du **taux d'usure** en fonction du **coefficient de frottement** pour les trois tailles de particules abrasives et pour les quatre échantillons avec différentes fractions volumiques de martensite. Ainsi, à mesure que la fraction volumique de martensite et que la macro-dureté diminuent, le coefficient de frottement et le taux d'usure augmentent. Il y a donc une corrélation entre le coefficient de frottement et le taux d'usure par rapport à l'effet de la fraction volumique de martensite. Afin de comprendre l'effet de la **fraction volumique de martensite** et donc de la **macro-dureté** sur le **coefficient de frottement** et le **taux d'usure**, les micrographies des surfaces usées sont présentées dans la Figure E-8 et la Figure E-9 (placées dans l'Annexe E). Ainsi, ces micrographies sont analysées de la manière suivante :

A mesure que la fraction volumique de martensite et que la macro-dureté diminuent, les micrographies des surfaces usées des pions métalliques de la Figure E-8 semblent présenter une accentuation des mécanismes d'usure par labourage et la présence de débris d'usure plus gros. Ces derniers phénomènes sont également associés à une augmentation du taux d'usure et du coefficient de frottement avec la diminution de la fraction volumique de martensite et de la macro-dureté. En accord avec les travaux de Bowden et Tabor [Bowden, 1954], cette augmentation du coefficient de frottement pourrait donc provenir de la hausse de la composante  $\mu_{lab}$ . De plus, les micrographies des surfaces usées des papiers abrasifs de la Figure E-9 semblent montrer une accentuation de l'usure par adhésion des débris d'usure métalliques qui dépendent également de la taille des particules abrasives. Pour des grandes tailles de particules abrasives de 200  $\mu\text{m}$ , les débris d'usure métalliques s'accumulent et adhèrent sur les sommets des particules abrasives endommagées. En revanche, pour les petites tailles de particules abrasives de 15  $\mu\text{m}$ , les débris d'usure métalliques s'accumulent et adhèrent dans les espaces entre les particules abrasives. Ainsi, ce mécanisme d'usure d'adhésion peut contribuer également à augmenter le coefficient du frottement au travers de la hausse de la composante  $\mu_{adh}$  en accord avec les travaux de Bowden et Tabor [Bowden, 1954]. Ainsi, la hausse du taux d'usure avec la diminution de la fraction volumique de martensite peut s'accompagner d'un plus grand volume de débris d'usure métalliques pouvant venir s'agglomérer et adhérer sur la surface du papier abrasif. De plus, les débris d'usure pour chaque échantillon ont également probablement des propriétés différentes en raison de différentes fractions volumiques de martensite (et donc des macro-duretés différentes) de l'échantillon initial. Ces différentes propriétés sont susceptibles de présenter des aptitudes différentes de ces débris d'usure à se compacter et donc à adhérer. Inversement, à mesure que la fraction volumique de martensite et que la macro-dureté augmentent, la surface usée du pion métallique semble présenter principalement de la coupe avec des petits débris d'usure et la surface usée du papier abrasif montre une atténuation de l'adhésion.



De plus, pour chacune de ces quatre microstructures, il a été montré dans le Chapitre III que le coefficient de frottement est minimisé pour une taille optimale de particules abrasives. Ainsi, les Figures E-9 (g, h et f) (en annexe E) présentent les surfaces usées des papiers abrasifs pour la taille optimale de particules abrasives permettant de minimiser le coefficient de frottement de l'échantillon associé. Dans ces conditions, ces papiers abrasifs usés présentent une combinaison entre des mécanismes d'usure par adhésion et par abrasion de manière similaire aux microstructures martensitiques trempées (dans la section 3.2.1). Ainsi, il semble exister des effets combinés de la fraction volumique de martensite et de la taille de particules abrasives sur les mécanismes d'usure affectant le comportement au frottement. Pour des fractions volumiques de martensites supérieures à 61%, la génération de mécanismes d'usure par adhésion semble avoir lieu pour des tailles de particules abrasives inférieures (autour de 15  $\mu\text{m}$  et de 35  $\mu\text{m}$ ) par rapport à l'échantillon avec une faible fraction volumique de martensite de 45% (autour de 35  $\mu\text{m}$ ).

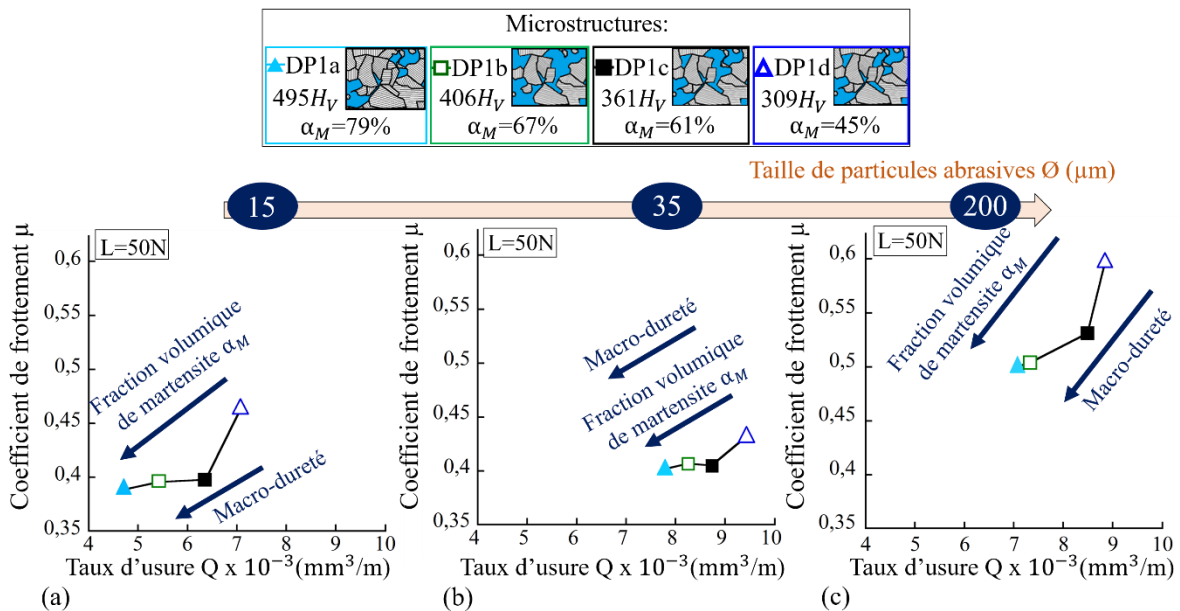


Figure IV-15: Évolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction du taux d'usure  $Q$  dans le cas de la microstructure dual-phase n°1 pour différentes fractions volumiques de martensite pour une taille de particules abrasives de (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$

### 5.2.2 Cas des forts chargements

Pour un chargement normal de 110N comme présenté dans la Figure IV-14 (b), le taux d'usure augmente avec la **taille de particules abrasives** pour toutes les microstructures. Cet effet de la taille de particules abrasives sera étudié plus en détail dans la section 6.2.2.

De plus, la Figure IV-14 (b) montre que le taux d'usure diminue à mesure que la **fraction volumique de martensite** et que la **macro-dureté** augmentent pour les trois tailles de particules

abrasives. En effet, une relation linéaire existe entre le taux d'usure et la fraction volumique de martensite. Les coefficients de corrélation linéaires R sont compris entre 0,910 et 0,993. Finalement, cet effet de la fraction volumique de martensite et donc de la macro-dureté est valable pour les trois tailles de particules abrasives et pour les trois chargements normaux.

En complément, les micrographies de la Figure E-10 (placée dans l'Annexe E) montrent les surfaces usées des papiers abrasifs et des pions associés aux deux microstructures DP1a et DP1d pour un chargement normal de 110N. Dans le cas de la microstructure DP1d caractérisée par une faible fraction volumique de martensite et une faible macro-dureté, les surfaces usées des pions semblent présenter une accentuation des mécanismes d'usure par labourage et par adhésion pouvant être associée à la hausse du taux d'usure par rapport à la microstructure DP1a. De plus, pour chacune de ces deux microstructures, les Figures E-10 (f et h) (placée dans l'Annexe E) présentent les surfaces usées des papiers abrasifs pour une même taille optimale de particules abrasives de 35µm permettant de minimiser le coefficient de frottement comme montré dans le Chapitre III. Dans ces conditions, ces papiers abrasifs usés présentent une combinaison entre des mécanismes d'usure par adhésion et par abrasion.

Enfin, à mesure que le **chargement normal** augmente, le taux d'usure augmente pour ces trois tailles de particules abrasives. L'évolution du taux d'usure en fonction de la charge normale pour chacune des tailles de particules abrasives est davantage analysée dans la section 7.2.2.

### 5.3 Synthèse

**Pour conclure, ces résultats montrent que :**

- La hausse de la **fraction volumique de martensite** s'accompagnant d'une hausse de la macro-dureté initiale de l'acier entraîne la diminution du **taux d'usure** et du **coefficient de frottement** indépendamment de la taille de particules abrasives pour les faibles chargements normaux. Ces hausses du taux d'usure et du coefficient de frottement sont associées également à une accentuation des mécanismes d'usure par abrasion de labourage et par adhésion.
- Pour ces quatre microstructures dual-phase et indépendamment du chargement normal, le **taux d'usure** est minimisé par la plus petite **taille de particules abrasives** permettant de réduire les mécanismes d'usure par abrasion.
- A l'inverse du coefficient de frottement, l'impact de la **rugosité** sur le taux d'usure augmente avec le **chargement normal**. De plus, l'effet de la **fraction volumique de martensite** (et donc

de la macro-dureté) sur le taux d'usure reste similaire avec l'augmentation du chargement normal.

## 6. Effet de la morphologie des colonies de martensite

### 6.1 Introduction

Dans le cadre de microstructures dual-phase avec des niveaux de macro-dureté similaires, l'effet de la morphologie de colonies de martensite sur le comportement à l'usure de l'acier 25CD4 est investigué. Pour cela, comme présentées dans le Chapitre II et dans la Figure IV-16, trois différentes microstructures dual-phase (DP1, DP2 et DP3) avec différentes morphologies de colonies de martensite sont générées.

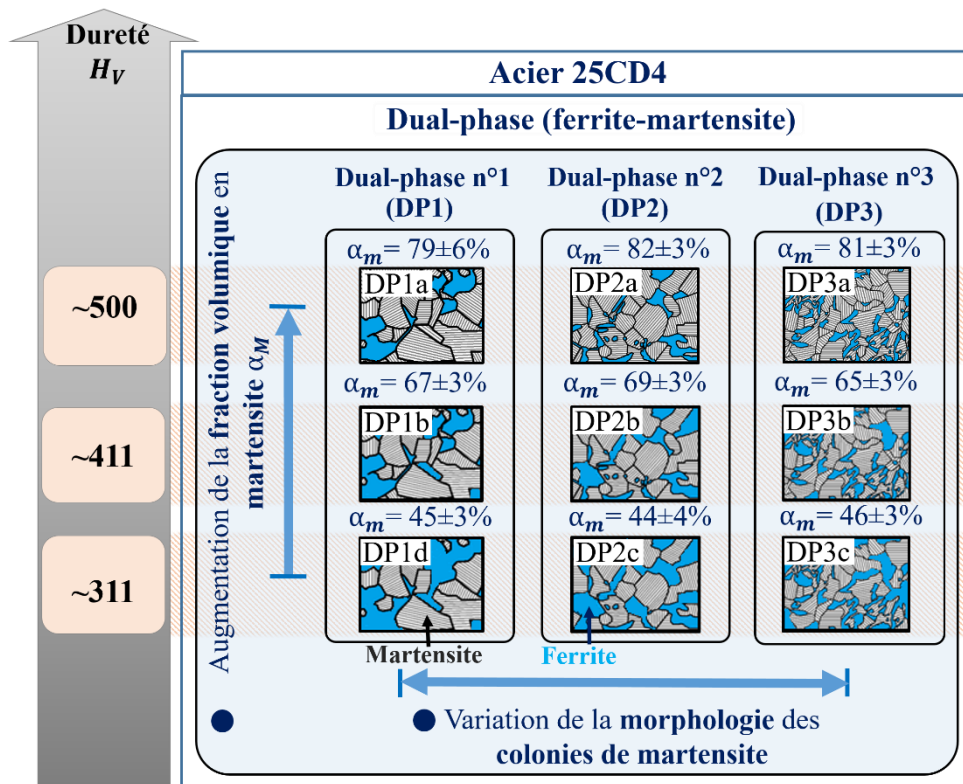


Figure VI-16: Représentation schématique des trois microstructures dual-phase avec différentes colonies de martensite et pour des macro-duretés similaires dans le cas de l'acier 25CD4

Plus particulièrement, chacune de ces trois microstructures est générée avec trois différentes fractions volumiques de martensite impliquant une variation de la macro-dureté allant de  $311 H_V$  à  $500 H_V$ . Par la suite, le comportement à l'usure de la microstructure dual-phase n°1 présenté dans la section 5 est confronté avec ceux des deux microstructures dual-phase n°2 et n°3. Les chargements normaux et les tailles de particules abrasives utilisées sont présentés dans le Tableau III-1.

## 6.2 Résultats et discussions

### 6.2.1 Cas des faibles chargements

La Figure IV-17 montre l'évolution du taux d'usure pour ces trois microstructures dual-phase (DP1, DP2 et DP3) en fonction de la taille de particules abrasives, pour les trois niveaux de macro-dureté et pour un chargement normal de 50N.

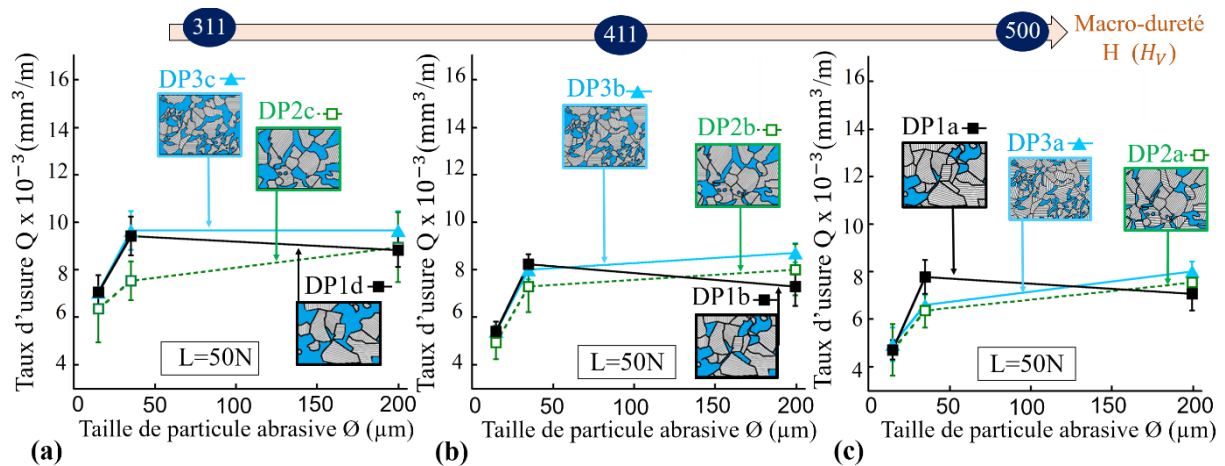


Figure IV-17: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\varnothing$  pour un chargement normal  $L$  de 50N et pour une macro-dureté  $H$  de (a) 311 $H_V$ , (b) 411  $H_V$  et (c) 500 $H_V$

La Figure IV-17 montre que le taux d'usure dépend de la **taille de particules abrasives** et donc de la **rugosité**. Pour la microstructure DP1, à mesure que la taille de particules abrasives augmente de 15 $\mu\text{m}$  à 35 $\mu\text{m}$ , le taux d'usure augmente. Puis, à mesure que la taille de particules abrasives augmente de 35 $\mu\text{m}$  à 200 $\mu\text{m}$ , diminue légèrement. Pour les microstructures dual-phase DP2 et DP3, le taux d'usure augmente à mesure que la taille de particules abrasives augmente. Ainsi, l'effet de la taille de particules abrasives sur le taux d'usure semble dépendre de la morphologie de colonies de martensite. Pour comprendre l'effet de la rugosité sur le taux d'usure et sur le coefficient de frottement, les surfaces usées sont présentées dans les Figures E-16 à la Figure E-21 (placées dans l'Annexe E). Indépendamment de la morphologie de colonies de martensite et de la fraction volumique de martensite, les observations de ces surfaces usées permettent de faire les mêmes constats pour les microstructures martensitiques trempées dans la section 3.2.1. Ainsi, les commentaires faits dans la première partie de la section 3.2.1 sont valables également pour ces microstructures dual-phase.

Pour les trois microstructures dual-phase avec différentes **morphologies de colonie de martensite**, la Figure IV-18 montre l'évolution du taux d'usure en fonction de la **macro-dureté** pour les trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N.

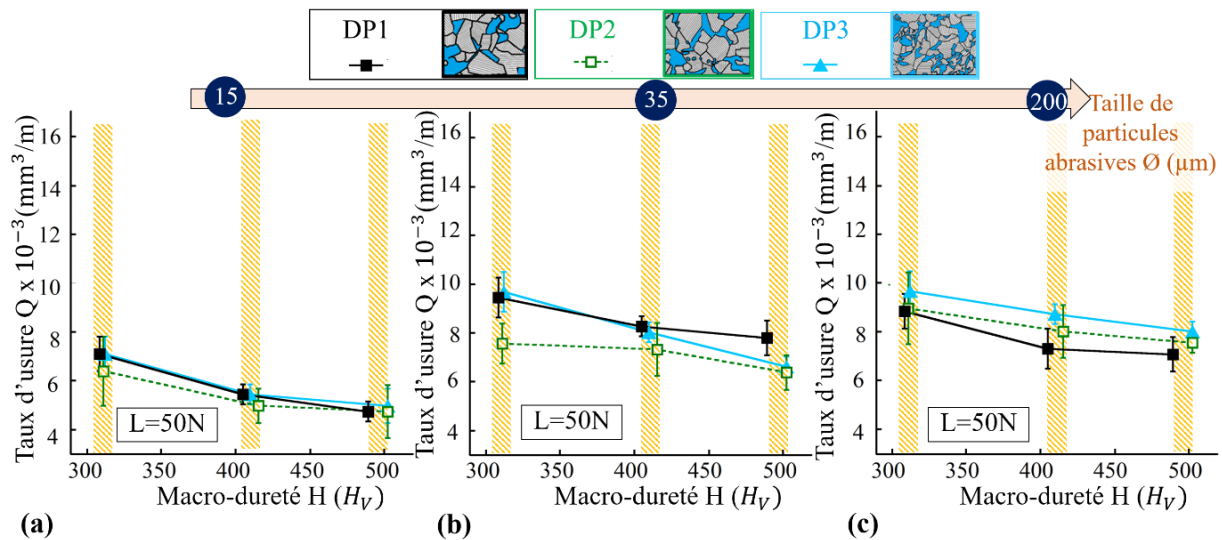


Figure IV-18: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 50N et pour une taille de particules abrasives  $\varnothing$  de (a) 15 $\mu\text{m}$ , (b) 35 $\mu\text{m}$  et (c) 200 $\mu\text{m}$

La Figure IV-18 montre que le taux d'usure est peu affecté par la morphologie de colonies de martensite de ces trois microstructures dual-phase et particulièrement pour les petites particules abrasives de 15 $\mu\text{m}$ . L'effet de la **morphologie de colonies de martensite** est détaillé plus particulièrement dans les cas des forts chargements dans la section 6.2.2.

Pour ces trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite, les taux d'usure augmentent à mesure que la **fraction volumique de martensite** et donc que la **macro-dureté** diminuent. Présenté précédemment dans le cas de la microstructure dual-phase n°1 dans la section 5.2.1, cet effet de la fraction volumique de martensite impactant directement la macro-dureté est confirmé pour les deux autres microstructures dual-phase n°2 et n°3. Ainsi, pour une microstructure dual-phase avec une morphologie de colonies de martensite donnée, le taux d'usure dépend directement de la fraction volumique de martensite et donc de la macro-dureté.

Ainsi, l'effet de la morphologie de colonies de martensite sur le taux d'usure semble être de second ordre par rapport à l'effet de la fraction volumique de martensite (et donc la macro-dureté) sur le taux d'usure.

Puis, la Figure IV-19 permet de représenter l'évolution du **taux d'usure** en fonction du **coefficient de frottement** pour les trois tailles de particules abrasives et pour les différentes microstructures dual-phase. Ainsi, les effets de la fraction volumique de martensite et donc de la macro-dureté sur le coefficient de frottement et sur le taux d'usure sont similaires indépendamment de la morphologie de colonies de martensite. Afin de comprendre l'effet de la **fraction volumique de martensite** et donc de la **macro-dureté** sur le coefficient de frottement et le taux d'usure, des micrographies des surfaces usées ont été analysées dans les Figures E-16 à la Figure E-21 (placées dans l'Annexe E). Les observations des surfaces usées montrent que les mécanismes d'usure générés

pour les microstructures dual-phase, avec différentes morphologies de colonies de martensite, sont assez proches pour un même niveau de macro-dureté et plus particulièrement pour les macro-duretés élevées. A partir de ces mêmes micrographies, les surfaces usées semblent présenter des mécanismes d'usure par labourage et d'adhésion un peu plus prononcés à mesure que la taille des colonies de martensite diminue et que leur forme devient fibreuse. Cette dernière tendance pourrait expliquer la hausse du coefficient de frottement.

Pour chacune de ces microstructures et pour leur taille optimale de particules abrasives permettant de minimiser le coefficient de frottement comme indiqué dans le Chapitre III, la Figure E-17 (b, e et h), la Figure E-19 (a, e et h) et Figure E-21 (a, e et h) présentent les surfaces usées des papiers abrasifs associés. Dans ces conditions, les observations MEB de ces papiers abrasifs usés montrent une combinaison entre des mécanismes d'usure par adhésion et par abrasion similairement aux microstructures martensitiques trempées (dans la section 3. 2. 1). Ainsi, ces résultats révèlent l'existence d'effets combinés de la morphologie de colonies de martensite, de la fraction volumique de martensite (en lien avec la macro-dureté) et de la taille de particules abrasives sur les mécanismes d'usure qui affectent le comportement au frottement. Ainsi, cette diminution de la taille optimale de particules abrasives dans le cas des microstructures DP1 pourrait être due à une ductilité du matériau plus faible par rapport aux microstructures DP2 et DP3. Cette différence de ductilité est mentionnée dans différents travaux [Calcagnotto, 2011], [Saeidi, 2014], [Karmakar, 2013], [Zhang, 2015].

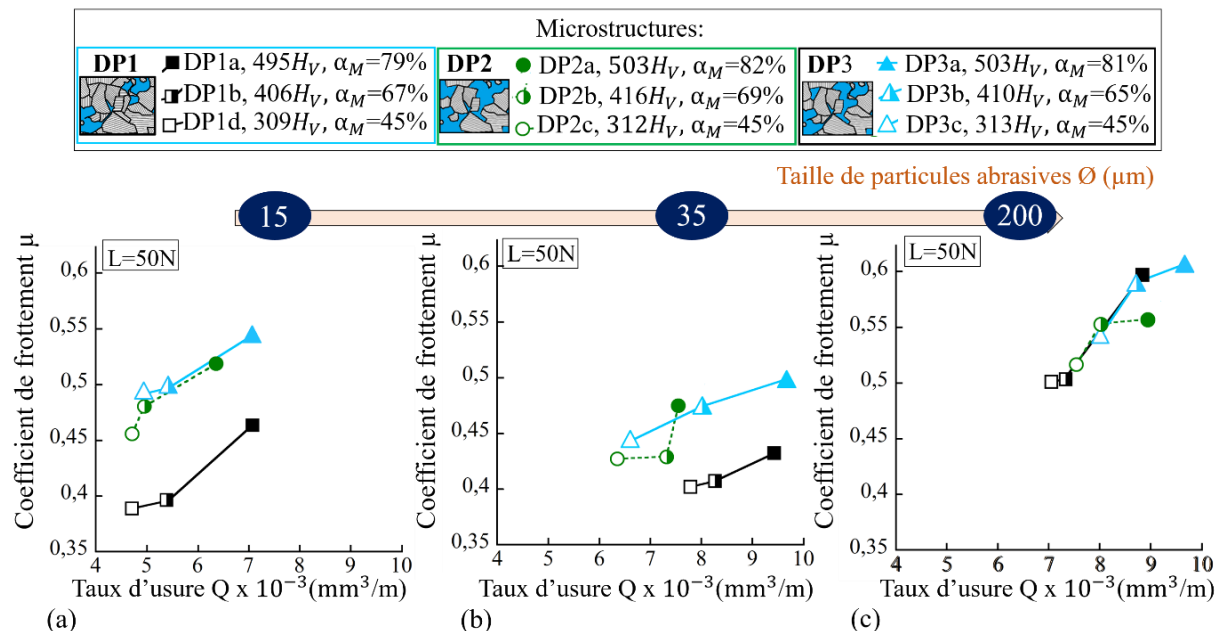


Figure IV-19: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction du taux d'usure  $Q$  dans le cas des microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite pour une taille de particules abrasives  $\varnothing$  de (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$



### 6.2.2 Cas des forts chargements

Pour un chargement normal de 110N, la Figure IV-20 montre l'évolution du taux d'usure en fonction de la taille de particules abrasives pour les trois différents niveaux de macro-dureté. Cette figure montre que le taux d'usure augmente avec la **taille de particules abrasives** pour les trois échantillons. Cette tendance est valable également pour un chargement normal de 70N dans la Figure E-11 (placée dans l'Annexe E). Ainsi, à mesure que le chargement normal augmente, le taux d'usure augmente avec la taille de particules abrasives pour les trois microstructures indépendamment des macro-duretés comme souligné dans les sections 3 et 5. Ainsi, pour ce chargement normal élevé, on ne distingue pas de taille critique à partir de laquelle le taux d'usure se stabilise comme pour un faible chargement normal. Pour comprendre l'effet de la rugosité sur le coefficient de frottement et le taux d'usure, les surfaces usées sont présentées dans la Figure E-22 (placées dans l'Annexe E) dans les cas des échantillons DP1a et DP1d. Indépendamment de la fraction volumique de martensite, les observations de ces surfaces usées permettent de faire les mêmes constats pour les microstructures martensitiques trempées dans la section 3.2.1. Ainsi, les commentaires faits dans la première partie de la section 3.2.1 sont valables également pour ces microstructures dual-phase.

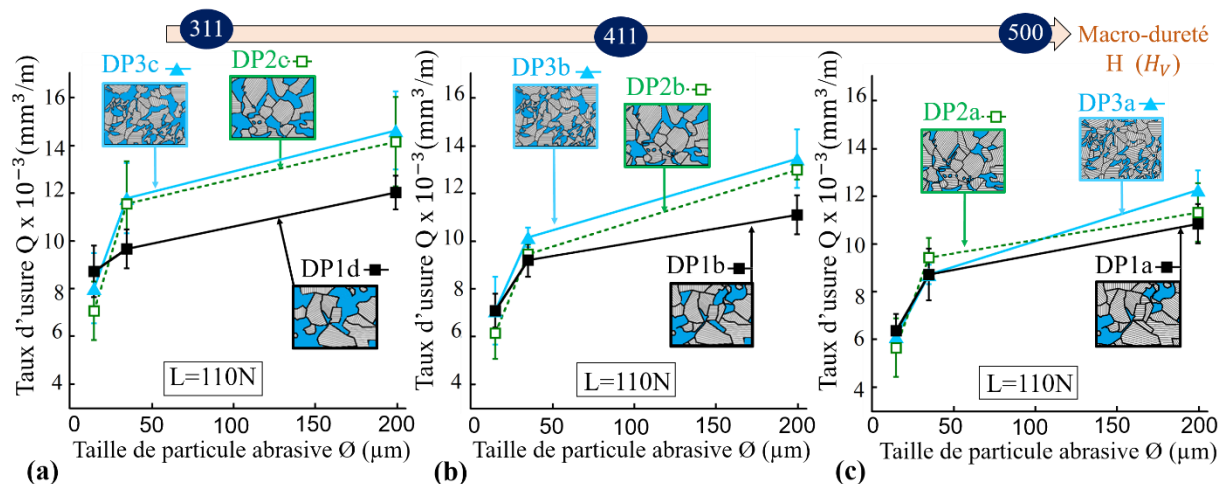


Figure IV-20: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\varnothing$  pour un chargement normal  $L$  de 110N et pour une macro-dureté  $H$  de (a) 311 $H_V$ , (b) 411  $H_V$  et (c) 500 $H_V$

De plus, pour les trois microstructures dual-phase avec différentes **morphologies de colonies de martensite**, la Figure IV-21 montre l'évolution du taux d'usure en fonction de la **macro-dureté**, pour les trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 110N. De plus, les résultats obtenus pour un chargement normal intermédiaire de 70N sont présentés dans la Figure E-12 dans l'Annexe E.

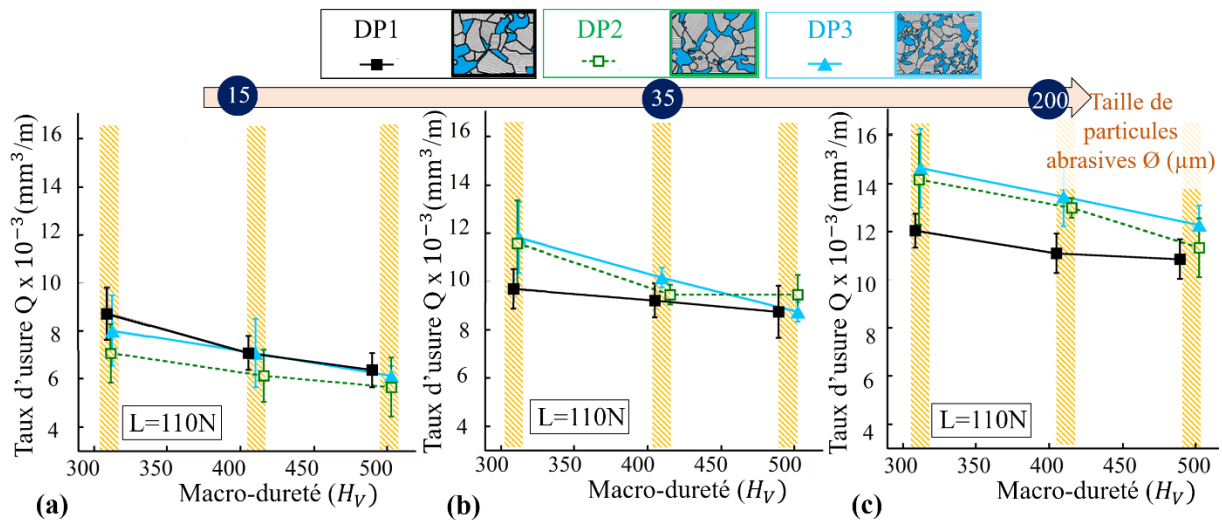


Figure IV-21: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 110N et pour une taille de particules abrasives  $\varnothing$  de (a) 15 $\mu\text{m}$ , (b) 35 $\mu\text{m}$  et (c) 200 $\mu\text{m}$

Au travers de la Figure IV-18 et de la Figure E-12 (placées en annexe E), la hausse du taux d'usure permet de mettre en évidence un effet de la morphologie des colonies de martensite sur le taux d'usure. En effet, le taux d'usure augmente à mesure que le chargement normal augmente et/ ou que la taille de particules abrasives augmente. Finalement, à mesure que le chargement normal et/ ou la taille de particules abrasives augmentent, le taux d'usure tend à être minimisé par les microstructures dual-phase (DP1) avec de grandes colonies équiaxes de martensite, suivies par les microstructures dual-phase (DP2) avec des colonies équiaxes de martensite de taille plus faible et suivies par les microstructures dual-phase (DP3) avec de fines colonies fibreuses de martensite.

Ces effets de la morphologie de colonies de martensite et de la fraction volumique de martensite sur le taux d'usure peuvent s'expliquer de la manière suivante. Comme souligné précédemment au travers des travaux de Saghafian *et al.* [Saghafian, 2007], à mesure que la fraction volumique de martensite augmente, l'augmentation du taux d'usure est associée à une hausse du nombre de sites potentiels de nucléation et de propagation des fissures provenant de l'augmentation du nombre d'interfaces entre la ferrite et la martensite. En effet, à partir de ces sites, les fissures sont susceptibles de se propager lors du contact conduisant à la formation de débris d'usure. Puis, comme mentionné dans le Chapitre II, pour chaque niveau de macro-dureté, les fractions volumiques de martensite des trois microstructures dual-phase sont très proches. Ainsi, pour chaque niveau de macro-dureté, la réduction de la taille des colonies de martensite entraîne une augmentation du nombre d'interfaces entre la ferrite et la martensite pouvant expliquer l'augmentation du taux d'usure. Par conséquent, à mesure que la taille des colonies de martensite augmente et que les colonies de martensite deviennent équiaxes, la déformation plastique et les dégradations de surface diminuent pouvant expliquer la diminution du taux d'usure. Similairement, les travaux de Bhowmick *et al.* [Bhowmick, 2014] soulignent que les

microstructures dual-phase avec des grandes colonies de martensite présentent un taux d'usure inférieur par rapport aux petites colonies.

## 6.3 Synthèse

**Pour conclure, ces résultats montrent que :**

- La hausse de la **fraction volumique de martensite** s'accompagnant d'une hausse de la macro-dureté initiale de l'acier entraîne la diminution du **coefficient de frottement** et du **taux d'usure** indépendamment de la **morphologie de colonies de martensite**, de la **taille de particules abrasives** et du **chargement normal**. Ces hausses du taux d'usure et du coefficient de frottement semblent s'accompagner d'une accentuation des mécanismes d'usure par abrasion de labourage et par adhésion.
- Pour une même fraction volumique de martensite et donc une même macro-dureté, le **coefficient de frottement** et le **taux d'usure** sont minimisés à mesure que la taille de **colonies de martensite** augmente et que sa forme devient équiaxe. En revanche, le **coefficient de frottement** et le **taux d'usure** augmentent à mesure que la taille de **colonies de martensite** diminue et que sa forme devient fibreuse. Ces dernières tendances sont valables pour toutes les macro-duretés, toutes les tailles de particules abrasives et tous les chargements normaux. Néanmoins, à l'inverse du coefficient de frottement, l'effet de la morphologie de colonie de martensite sur le taux d'usure devient négligeable à mesure que le chargement normal diminue.
- Pour ces trois microstructures dual-phase avec différentes fractions volumiques de martensite et indépendamment du chargement normal, le **taux d'usure** est minimisé par la plus petite **taille de particules abrasives** permettant de minimiser les mécanismes d'usure par abrasion.
- A l'inverse du coefficient de frottement, l'impact de la **rugosité** et/ou de la **morphologie de colonie de martensite** et/ou de la **fraction volumique de martensite** sur le taux d'usure augmente avec le **chargement normal**.

## 7. Comparaison de différentes microstructures

### 7.1 Introduction

Dans le cas de l'acier 25CD4, les comportements à l'usure de 17 différents échantillons pour différents niveaux de macro-dureté allant de 310  $H_V$  à 560  $H_V$  sont investigués. Ces 17 différents

échantillons sont présentés dans le Chapitre II et représentés dans la Figure IV-22. Ainsi, deux objectifs motivent cette étude.

D'une part, cinq différentes microstructures sont comparées pour des niveaux de macro-dureté similaires de 310  $H_V$ , 410  $H_V$  et 500  $H_V$ . Cette comparaison vise à identifier l'effet de la microstructure sur le comportement à l'usure en fixant à la fois la composition chimique et la macro-dureté. Pour cela, des microstructures martensitiques trempées, des microstructures martensitiques revenues et trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite et une microstructure multi-phase sont étudiées. Les comportements à l'usure de certaines de ces microstructures ont été étudiés séparément dans les sections 3, 4, 5 et 6, D'autre part, cette étude permet également de comparer l'effet de la macro-dureté pour une microstructure donnée. Parallèlement, cette étude permet de confronter le comportement à l'usure de différentes microstructures générées pour un large spectre de macro-dureté pour un même acier. Les chargements normaux et les tailles de particules abrasives utilisées sont présentés dans le Tableau III-1.

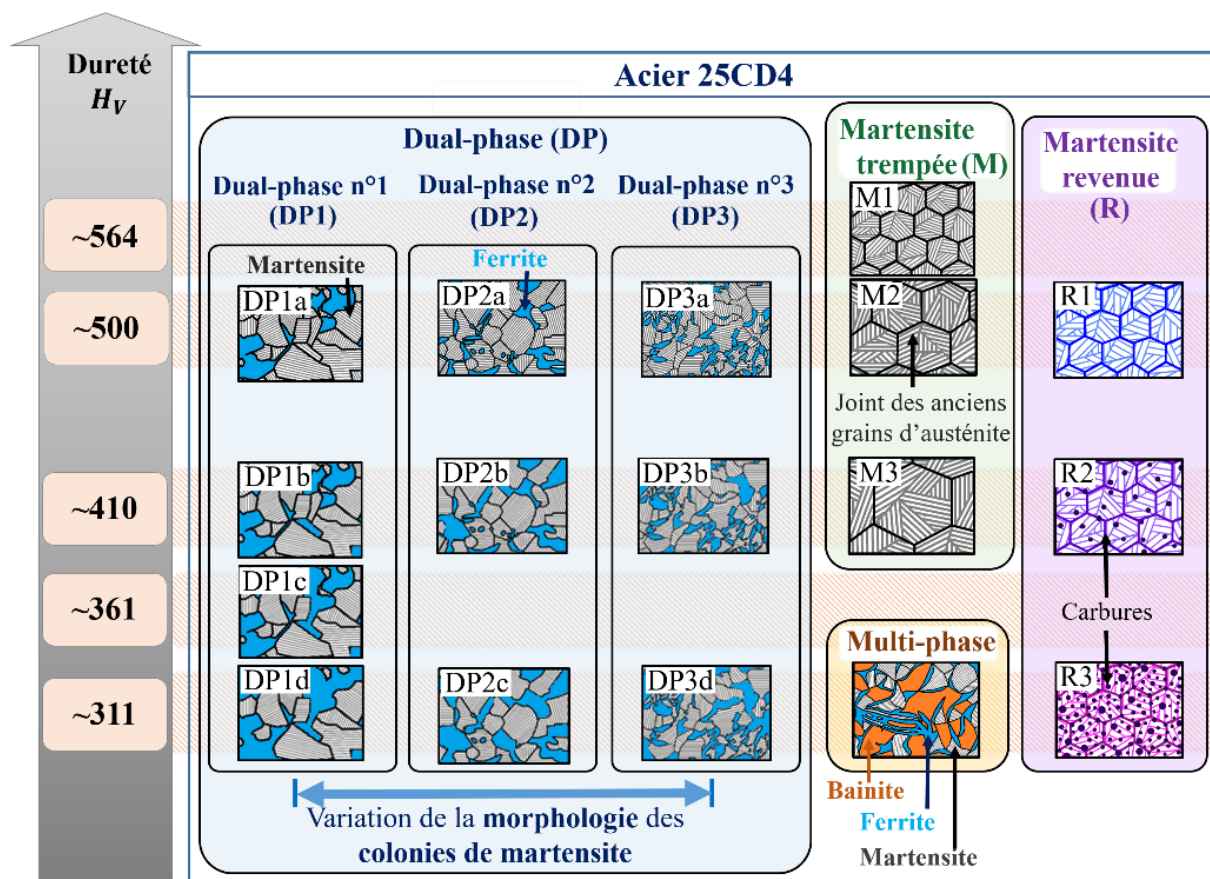


Figure IV-22: Représentation schématique de l'ensemble des différentes microstructures pour trois macro-duretés similaires dans le cas de l'acier 25CD4

## 7.2 Résultats et discussions

### 7.2.1 Cas des faibles chargements

Pour les trois différents niveaux de macro-dureté de  $311 H_V$ ,  $411 H_V$  et  $500 H_V$ , la Figure IV-23 montre l'évolution du taux d'usure des cinq différentes microstructures en fonction de la **taille de particules abrasives** pour un chargement normal de 50N. A l'exception de la microstructure multi-phase, les évolutions des autres échantillons ont déjà été commentées dans les sections 2, 4, 5 et 6. Pour les microstructures dual-phase (DP), le taux d'usure augmente avec la taille de particules abrasives jusqu'à une taille critique puis le taux d'usure se stabilise. En revanche, pour la microstructure multi-phase (MP), les microstructures martensitiques trempées (M) et les microstructures martensitiques revenues (R), le taux d'usure augmente avec la taille de particules abrasives. Enfin, il est important de souligner que l'effet de la microstructure diminue à mesure que le taux d'usure diminue avec la diminution de la taille des particules abrasives. Ce dernier phénomène pourrait s'expliquer notamment par des pertes de masse trop faibles pour révéler l'effet de la microstructure sur le taux d'usure. Indépendamment de la microstructure et de la macro-dureté, les observations de ces surfaces usées permettent de faire les mêmes constats pour les microstructures martensitiques trempées dans la section 3.2.1. Ainsi, les commentaires faits dans la première partie de la section 3.2.1 sont valables également pour ces microstructures avec différentes macro-duretés.

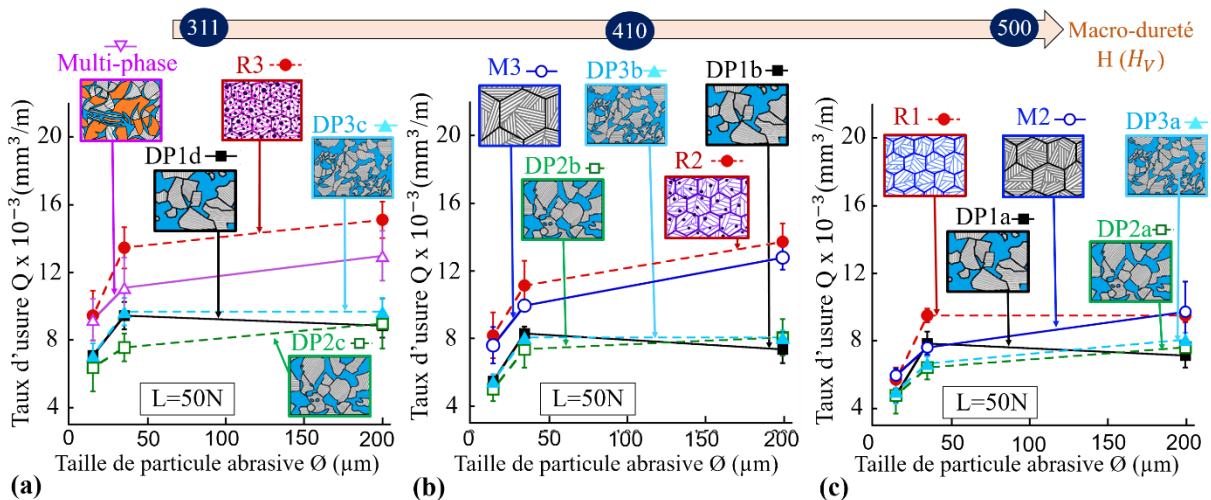


Figure IV-23: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\varnothing$  pour différentes microstructures et pour un niveau de macro-dureté  $H$  de (a)  $311H_V$ , de (b)  $410H_V$  et de (c)  $500H_V$

Pour les 17 échantillons, la Figure IV-24 montre l'évolution du taux d'usure en fonction de la **macro-dureté** pour les trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N.



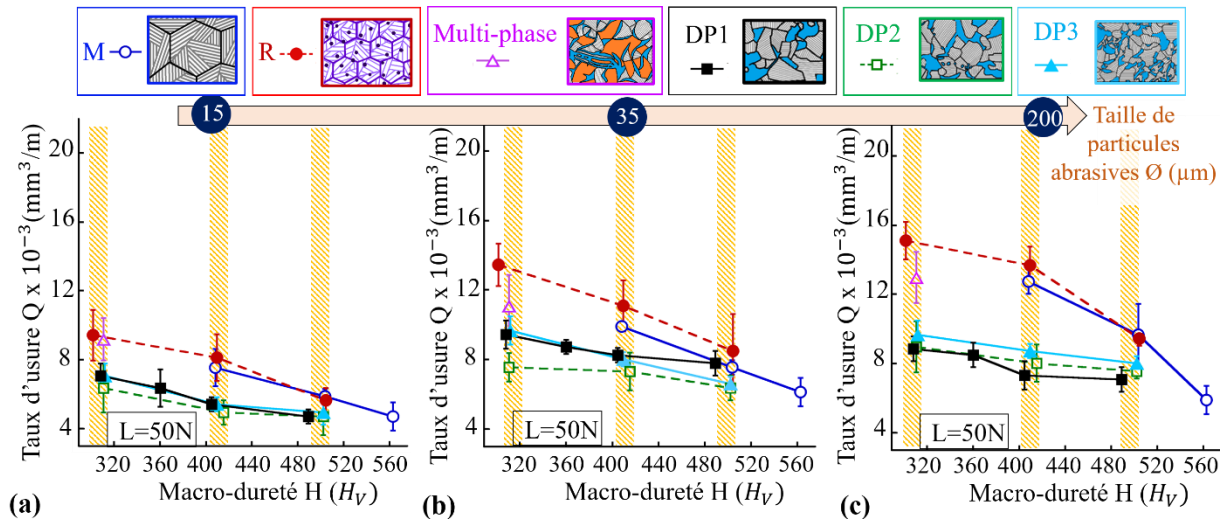


Figure IV-24: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$ , pour une taille de particules abrasives  $\varnothing$  de (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$  et pour un chargement normal  $L$  de 50N

Dans un premier temps, les comportements à l'usure des différentes **microstructures** pour des niveaux de macro-dureté similaires sont comparés. Pour les trois niveaux de macro-dureté, les microstructures dual-phase (DP) minimisent le taux d'usure.

Plus particulièrement, pour des niveaux de **macro-dureté de 411  $H_V$  et de 500  $H_V$**  comme montré dans la Figure IV-24, le taux d'usure est minimisé par les microstructures dual-phase (DP), suivies par les microstructures martensitiques trempées (M) et suivies par les microstructures martensitiques revenues (R) pour toutes tailles de particules abrasives. En raison d'une proportion en martensite inférieure par rapport aux microstructures martensitiques trempées (M) et martensitiques revenues (R), les microstructures dual-phase (DP) se différencient notamment par la présence d'une martensite plus dure permettant de conférer au matériau une meilleure résistance à l'usure [Rigney, 1994]. Par conséquent, les grains abrasifs sont moins endommagés générant une perte de masse plus faible du pion en acier pour les microstructures dual-phase (DP). De plus, comparées aux microstructures martensitiques trempées (M), le taux d'usure plus élevé est associé à la présence de carbures, de lattes de martensite appauvries en carbone et d'anciens grains d'austénite plus fins au sein des microstructures martensitiques revenues (R).

Puis, pour un niveau de **macro-dureté de 311  $H_V$**  comme montré dans la Figure IV-24, le taux d'usure est minimisé par les microstructures dual-phase (DP) suivies par la microstructure multi-phase (MP) et enfin par la microstructure martensitique revenue (R) pour toutes tailles de particules abrasives en général. D'une part, les microstructures dual-phase (DP) présentent un taux d'usure plus faible que les microstructures martensitiques revenues (R) comme montré dans le cas des macro-duretés supérieures. De manière similaire, le taux d'usure inférieur de la microstructure multi-phase (MP) par rapport aux microstructures martensitiques revenues (R) peut s'expliquer par une martensite plus dure en raison d'une proportion plus faible. D'autre part, comparée aux taux d'usure des



microstructures dual-phase (DP), la microstructure multi-phase (MP) présente un taux d'usure supérieur pouvant s'expliquer par une microstructure plus fine et la présence de la phase bainitique.

Afin de comprendre l'effet de la microstructure sur le taux d'usure et le coefficient de frottement, les mécanismes d'usure sont analysés à partir des micrographies des surfaces usées de la Figure E-16 à la Figure E-21 dans l'Annexe E. Pour un même niveau de macro-dureté, les mécanismes d'usure des cinq microstructures sont assez proches. Néanmoins, il est possible de souligner que les surfaces usées des microstructures martensitiques trempées (M), des microstructures martensitiques revenues (R) et de la microstructure multi-phase (MP) présentent des mécanismes d'usure par labourage ainsi qu'une accentuation de l'adhésion qui expliqueraient des taux d'usure plus élevés par rapport aux microstructures dual-phase (DP). Ainsi, comparées aux autres microstructures, la minimisation du taux d'usure ainsi que du coefficient de frottement (comme mentionnée dans le Chapitre III) pour les microstructures dual-phase pourrait être liée à la martensite plus dure des microstructures qui permettrait de réduire les phénomènes d'adhésion et de labourage.

La Figure IV-24 permet également de souligner que la microstructure martensitique trempée M1 avec la macro-dureté la plus élevée de  $564H_V$  présente finalement le taux d'usure le plus faible parmi ces 17 microstructures. En effet, la macro-dureté supérieure de cette microstructure permet de minimiser le taux d'usure.

Pour une microstructure donnée, la Figure IV-24 montre également que le comportement à l'usure est influencé par la macro-dureté. En effet, le taux d'usure diminue à mesure que la macro-dureté augmente pour chacune des microstructures suivantes :

- Microstructure martensitique trempée (M),
- Microstructure martensitique revenue (R),
- Microstructure dual-phase pour une morphologie de colonies de martensite donnée (DP).

Pour chacune de ces microstructures, ces évolutions ont été précédemment étudiées séparément dans les sections 2, 4, 5 et 6. De plus, l'effet de la microstructure sur le taux d'usure est plus faible pour les niveaux des macro-duretés élevés. Ce dernier phénomène pourrait être expliqué de deux manières :

- les pertes de masse sont trop faibles pour révéler l'effet de la microstructure pour des hauts niveaux de macro-dureté,
- pour ces hauts niveaux de macro-dureté, les microstructures présentent des caractéristiques microstructurales très proches en termes de tailles des anciens grains d'austénite, de niveaux d'adoucissement de la martensite trempée et de fractions volumiques de martensite. Cette deuxième explication est davantage explorée dans ce qui suit :

- **Taille des anciens grains d'austénite** : pour les trois niveaux de macro-dureté, les microstructures martensitiques revenues (R) et les microstructures dual-phase (DP) présentent des anciens grains d'austénite plus petits avec une taille constante par rapport aux microstructures martensitiques trempées (M). Ces plus petits anciens grains d'austénite sont dus à des temps plus courts de maintien pour des températures inférieures lors du traitement thermique d'austénitisation. Néanmoins, pour les microstructures martensitiques trempées (M), à mesure que la macro-dureté augmente, la taille des anciens grains d'austénite diminue et tend à approcher celle des autres microstructures.
- **Niveau d'adoucissement de la martensite trempée** : dans le cas des microstructures martensitiques trempées (M) et des microstructures dual-phase (DP), la martensite trempée n'est pas adoucie lors d'un traitement thermique de revenu. Cependant, à mesure que la macro-dureté augmente, pour des microstructures martensitiques revenues (R), le niveau d'adoucissement de la martensite trempée diminue. Ainsi, les niveaux d'adoucissement des microstructures sont plus proches pour les niveaux élevés de macro-duretés.
- **Fraction volumique de martensite** : pour les différentes macro-duretés, les microstructures martensitiques trempées (M) se composent principalement de martensite avec probablement une faible teneur d'austénite résiduelle. De plus, pour les microstructures martensitiques revenues (R), lorsque la macro-dureté augmente, la fraction volumique de martensite augmente alors que la fraction volumique de carbures diminue. Ensuite, pour les trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite, lorsque la macro-dureté augmente, les fractions volumiques de martensite augmentent. Ainsi, ces trois types de microstructures présentent les fractions volumiques de martensite les plus proches pour le niveau de macro-dureté le plus élevé.

Puis, pour un chargement normal de 50N, la Figure IV-25 permet de récapituler l'évolution du **coefficient de frottement** en fonction du **taux d'usure** pour les quinze différents échantillons pour trois niveaux de macro-dureté et pour trois tailles de particules abrasives. Il est possible de souligner que les microstructures dual-phase améliorent le comportement au frottement et à l'usure quelle que soit la taille des particules abrasives et le niveau de macro-dureté. Plus particulièrement, parmi les microstructures dual-phase, comparées aux colonies de martensite fines et fibreuses, les grandes colonies de martensite équiaxes minimisent à la fois le coefficient de frottement et le taux d'usure.

Afin de comprendre l'effet de la **microstructure** et donc de la **macro-dureté** sur le coefficient de frottement et le taux d'usure, des micrographies des surfaces usées ont été analysées dans les Figures E-16 à la Figure E-21 (placées dans l'Annexe E). Les observations des surfaces usées montrent que les mécanismes d'usure générés sont assez proches pour un même niveau de macro-dureté et plus particulièrement pour les macro-duretés élevées. A partir de ces mêmes micrographies, les surfaces

usées semblent présenter des mécanismes d'usure par labourage et d'adhésion un peu moins prononcés pour les microstructures dual-phase. Cette dernière tendance est associée à la baisse du coefficient de frottement et du taux d'usure.

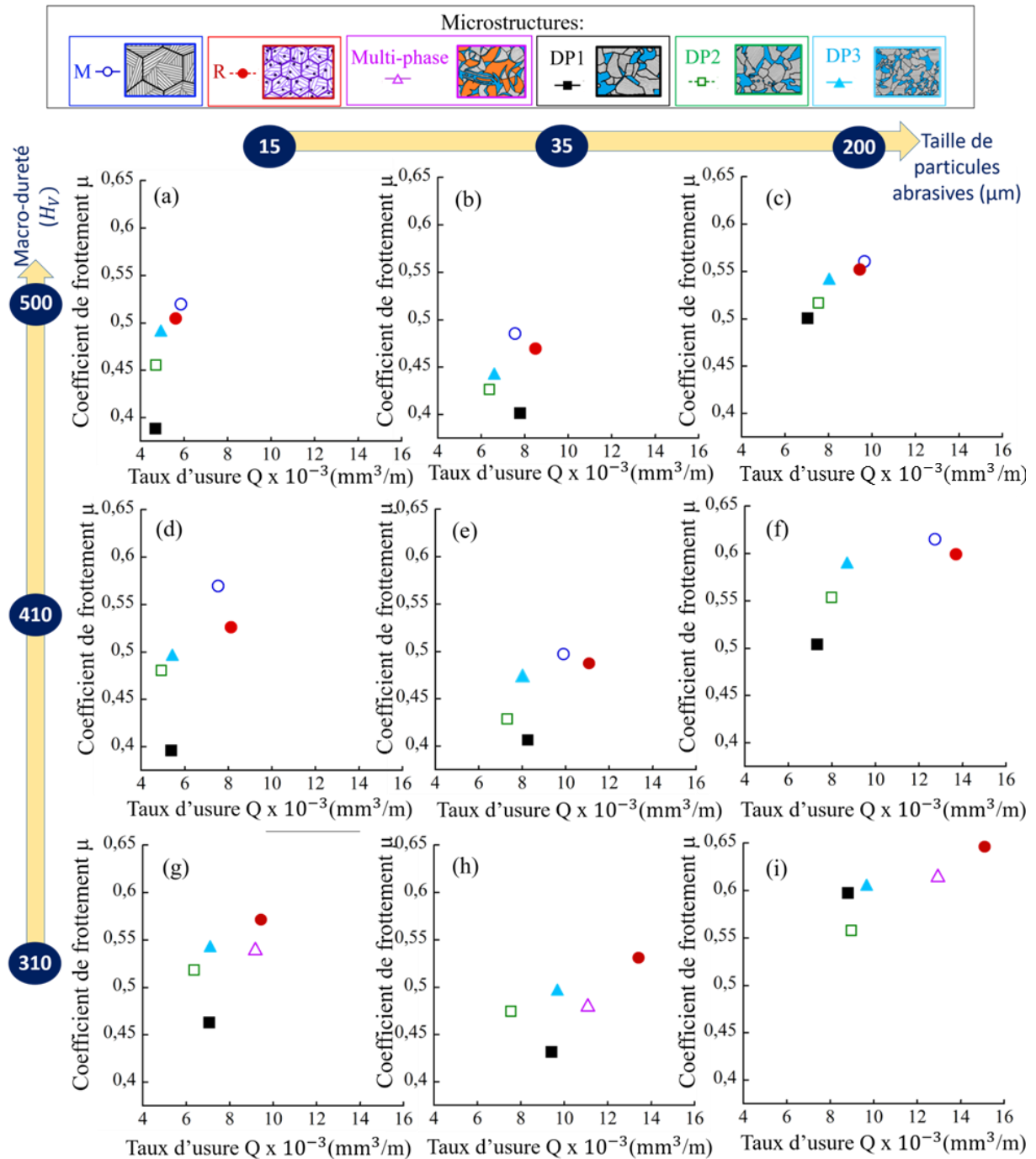


Figure IV-25: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction du taux d'usure  $Q$  de différentes microstructures pour des macro-duretés de (a, b et c) 500HV, (d, e et f) 410HV et (g, h et i) 310HV pour des tailles de particules abrasives de (a, d et g) 15  $\mu\text{m}$ , (b, e et h) 35  $\mu\text{m}$  et (c, f et i) 200  $\mu\text{m}$

### 7.2.2 Cas des forts chargements

Pour les 17 échantillons, la Figure IV-26 montre l'évolution du taux d'usure en fonction de la macro-dureté pour les trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 110N. De plus, les résultats obtenus pour un chargement normal intermédiaire de 70N sont présentés la Figure E-13 dans l'Annexe E.

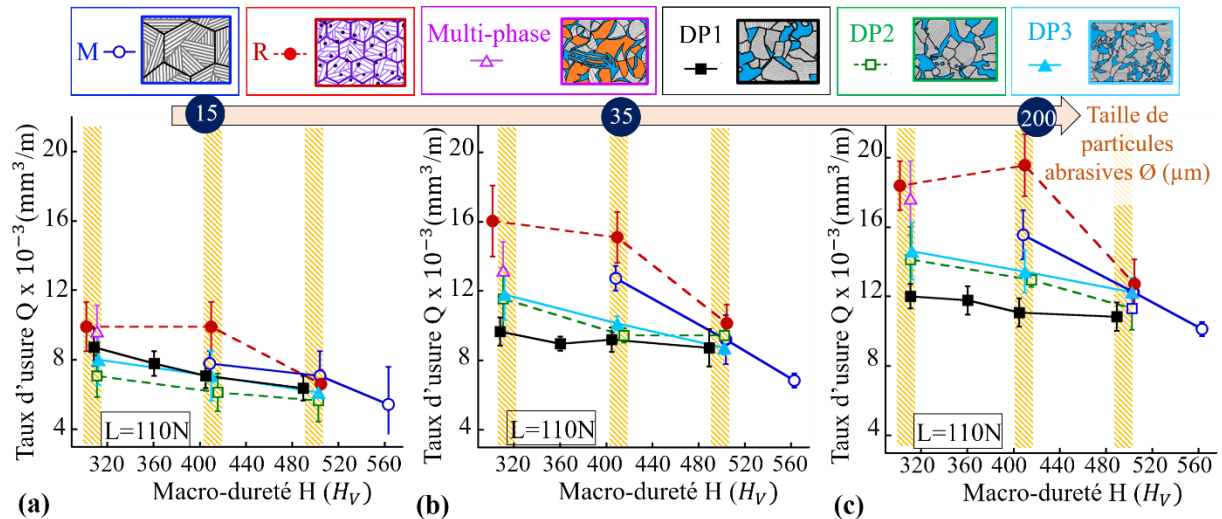


Figure IV-26: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour une taille de particules abrasives  $\varnothing$  de (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$  et pour un chargement normal  $L$  de 110N

Pour chargement normal de 110N, l'ordre des microstructures minimisant le taux d'usure reste identique pour toutes tailles de particules abrasives. Cet effet de la microstructure sur le taux d'usure est valable pour tous les chargements et pour toutes tailles de particules abrasives. De plus, cet effet de la microstructure sur le taux d'usure s'accroît à mesure que le taux d'usure augmente avec le chargement normal et/ ou avec la **taille de particules abrasives**. En effet, pour des chargements normaux de 70N et de 110N, les 17 échantillons étudiés présentent des taux d'usure qui augmentent avec les tailles de particules abrasives indépendamment de la microstructure. Les figures montrant l'évolution du taux d'usure en fonction de la taille de particules abrasives sont placées dans la Figure E-14 et la Figure E-15 dans l'Annexe E pour des chargements normaux de 70N et 110N.

La Figure IV-27 montre l'évolution du taux d'usure en fonction du **chargement normal** pour les trois niveaux de macro-dureté et les trois tailles des particules abrasives. De plus, pour un niveau de macro-dureté donné et pour une taille donnée de particules abrasives, les paramètres obtenus à partir d'une courbe linéaire de tendance sont moyennés pour les différentes microstructures et indiqués sur cette Figure IV-27. Ainsi, les paramètres  $R$ ,  $a$  et  $b$  correspondent respectivement au coefficient de corrélation linéaire, à la pente et à l'ordonnée à l'origine. En complément de cette figure, les Tableaux E-1, E-2 et E-3 placés dans l'Annexe E regroupent l'ensemble des paramètres de la courbe linéaire de tendance réalisée pour les cinq microstructures associées aux trois niveaux de macro-dureté (311 $H_V$ , 410 $H_V$  et 500 $H_V$ ) en fonction de la taille de particules abrasives.

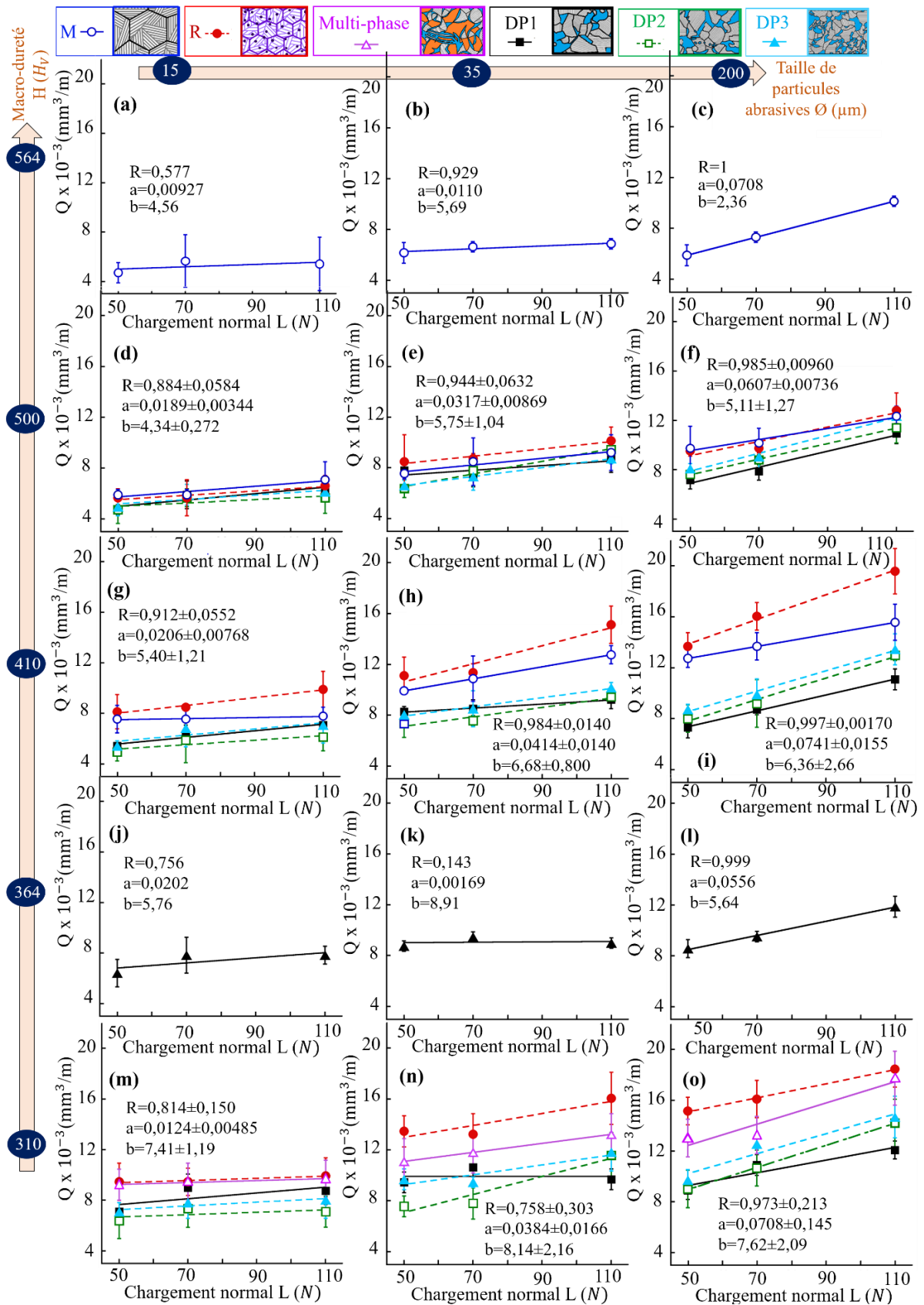


Figure IV-27: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction du chargement normal  $L$  pour une taille de particules abrasives  $\varnothing$  de (a, d, g, j et m)  $15 \mu\text{m}$ , (b, e, h, k et n)  $35 \mu\text{m}$  et (c, f, i, l et o)  $200 \mu\text{m}$  et pour un niveau de macro-dureté  $H$  de (a, b et c)  $564 H_V$ , (d, e et f)  $500 H_V$ , (g, h et i)  $410 H_V$ , (j, k et l)  $364 H_V$  et, (m, n et o)  $310 H_V$

Pour toutes tailles de particules abrasives, microstructures et macro-duretés, la Figure IV-27 montre que le taux d'usure augmente linéairement avec le chargement normal. Pour obtenir une meilleure compréhension de cet effet du chargement normal, les mécanismes d'usure peuvent être analysés. Dans le cas de la microstructure DP1d, la Figure E-22 dans l'Annexe E présente les micrographies des surfaces usées pour deux tailles de particules abrasives de 15  $\mu\text{m}$  et 200  $\mu\text{m}$  et pour trois chargements normaux de 50N, 70N et 110N. A mesure que le chargement normal augmente, les surfaces usées des pions montrent une augmentation de la déformation plastique se traduisant par des rayures plus profondes et/ou plus larges qui pourrait expliquer cette hausse du taux d'usure. Cet effet du chargement normal sur le taux d'usure est également constaté dans différents travaux [Zhang, 2012], [Gahr, 1998], [Jourani, 2015], [De Pellegrin, 2009].

De plus, les micrographies de la Figure E-22 (placée dans l'Annexe E) permettent également d'obtenir une meilleure compréhension de l'effet du chargement normal sur le coefficient de frottement mis en évidence dans la section 7.2.2 du chapitre III.

- La première tendance soulignée mentionne que la hausse du chargement normal entraîne une accentuation de la diminution du coefficient de frottement à mesure que la taille de particules abrasives augmente et/ou que la macro-dureté diminue. Pour des macro-duretés de  $311H_V$ , le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation du chargement normal pour les trois tailles de particules abrasives. D'une manière générale, l'analyse des mécanismes d'usure a montré que les tailles importantes de particules abrasives favorisent les mécanismes d'usure par abrasion. Dans le cas des grandes tailles de particules abrasives de 200  $\mu\text{m}$ , la diminution du coefficient de frottement avec le chargement peut être illustrée dans le cas de l'échantillon DP1d avec une faible fraction volumique de martensite et macro-dureté. Ainsi, la Figure E-22 (placée dans l'Annexe E) montre les micrographies des surfaces usées des papiers abrasifs pour les trois chargements normaux testés dans le cas de cet échantillon DP1d. Sur ces micrographies, les particules abrasives subissent de sévères endommagements et perdent leurs arêtes de coupe avec l'augmentation du chargement normal. Ainsi, ces phénomènes provoquent probablement une diminution de l'angle d'attaque des particules abrasives pouvant expliquer la diminution du coefficient de frottement. Cette corrélation entre l'angle d'attaque des particules abrasives et le coefficient de frottement a été mis en évidence dans la littérature [Jourani, 2013]. De plus, cette faible macro-dureté semble favoriser les mécanismes d'usure par abrasion et par adhésion d'après l'observation visuelle de ces micrographies. Ainsi, l'utilisation de papiers abrasifs avec des tailles importantes de particules abrasives et un pion avec une faible macro-dureté favorisent la prédominance des mécanismes d'usure par abrasion et de manière moindre des mécanismes d'usure par adhésion.



En revanche, à mesure que la taille de particules abrasives diminue pour ce même échantillon, la diminution du coefficient de frottement peut s'expliquer par d'autres phénomènes. En effet, pour un faible chargement normal de 50N, la Figure E-9 (i) (placée dans l'Annexe D) montre que la surface du papier abrasif est recouverte par des débris d'usure dont certains ont adhéré à la surface. Ainsi, à mesure que le chargement normal augmente, le papier abrasif sur lequel les débris d'usure ont adhéré peut subir des mécanismes d'usure par délaminage contribuant à former de nouvelles particules abrasives de type troisième corps. Dans les travaux de Tyagi *et al.* [Tyagi, 2002], des essais d'usure ont été réalisés sur des pions en acier dual-phase composés de ferrite et de martensite contre un disque en acier EN32 d'une dureté voisine de 65HRC. Il a été ainsi montré que le coefficient de frottement diminue à mesure que le chargement normal augmente. Cette diminution s'explique par un phénomène de délaminage de la couche de transfert compacte générée et la formation d'oxydes. En effet, pour un chargement normal élevé, un coefficient de frottement inférieur peut résulter d'un nombre inférieur de jonctions au niveau de la couche de transfert compactée.

- La seconde tendance mentionne que lorsque la taille de particules abrasives diminue et que la macro-dureté augmente, le coefficient de frottement augmente légèrement à mesure que le chargement normal augmente de 50N à 70N. Puis, il diminue lorsque le chargement normal augmente de 70N à 110N. Cette tendance peut être illustrée dans le cas de l'échantillon DP1a avec une fraction volumique de martensite élevée et une haute macro-dureté. Ainsi, les micrographies de la Figure E-22 (placée dans l'Annexe E) montrent que les mécanismes d'usure par abrasion et par adhésion sont moins prononcés par rapport à l'échantillon DP1d. Par conséquent, la combinaison des faibles tailles de particules abrasives avec des macro-duretés élevées contribue à favoriser la prédominance de mécanismes d'usure par adhésion suivis par des mécanismes d'usure par abrasion. Dans cette configuration, l'augmentation lente du coefficient de frottement peut être due à une accentuation de l'usure par adhésion. Produit par l'action des débris d'usure en tant que troisième corps lors des essais de frottement, le contact entre un papier abrasif et une surface métallique se transforme probablement progressivement en un contact entre deux surfaces métalliques traduisant une usure par adhésion [Jourani, 2015]. Ensuite, le papier abrasif, sur lequel les débris d'usure ont adhéré, peut subir des mécanismes d'usure par délaminage qui contribuent à former des particules abrasives de type troisième corps. Ce dernier phénomène est susceptible d'entraîner la diminution de l'aire de contact et du nombre de jonctions entre la couche de transfert compacte formée et la surface du pion métallique pouvant finalement générer la diminution du coefficient de frottement.

La relation linéaire mise en évidence entre le taux d'usure et le chargement normal dans la Figure IV-27 est ainsi conforme au modèle d'usure de la loi d'Archard [Archard, 1953]. Ainsi, la loi d'Archard est exprimée dans l'équation I-6 du Chapitre I. A partir de la Figure IV-27 et des Tableaux E-1, E-2 et E-3 (placés dans l'Annexe E), ces 45 configurations différentes présentent un coefficient R moyen de corrélation linéaire de 0.929 pour un écart-type de 0.0960. A partir de ces résultats, il est possible d'obtenir une meilleure compréhension du coefficient d'usure sans dimension K de la loi d'Archard et des paramètres pouvant l'influencer.

Indépendamment de la macro-dureté et de la microstructure, la Figure IV-27 montre que le coefficient d'usure K est notamment influencé par la taille de particules abrasives et donc la rugosité. En effet, à mesure que la taille de particules abrasives augmente, la pente et donc le coefficient d'usure K augmentent entraînant une hausse plus significative du taux d'usure. Néanmoins, dans le cas de la macro-dureté de  $364H_V$  pour la microstructure dual-phase n°1 et pour une taille de particules abrasives de  $35\ \mu\text{m}$ , cette relation n'est pas vérifiée en raison d'un faible coefficient de corrélation. Il est important de souligner que le coefficient R de corrélation linéaire augmente également avec la taille de particules abrasives. Pour les différentes macro-duretés et microstructures, les tailles de particules abrasives de  $15\ \mu\text{m}$ ,  $35\ \mu\text{m}$  et  $200\ \mu\text{m}$  présentent des coefficients R de corrélation linéaire moyens de  $0.884\pm 0.0880$ , de  $0,895\pm 0.134$  et de  $0,985\pm 0.0152$  respectivement. Ainsi, dans le cas des fines tailles de particules abrasives de  $15\ \mu\text{m}$  et  $35\ \mu\text{m}$ , ces coefficients R de corrélation linéaire inférieurs peuvent s'expliquer par la combinaison des mécanismes d'usure par abrasion et par adhésion. En revanche, pour des grandes tailles de particules abrasives de  $200\ \mu\text{m}$ , ces coefficients R de corrélation linéaire élevés peuvent s'expliquer par une prédominance et une accentuation des mécanismes d'usure par abrasion. De plus, cet effet de la taille de particules abrasives a également été constaté dans les travaux de Jourani and Bouvier [Jourani, 2015] et de Pellegrin *et al.* [De Pellegrin, 2009].

De plus, à partir des Tableaux E-1, E-2 et E-3 (placés dans l'Annexe E), le coefficient d'usure K est moyenné pour chaque macro-dureté en fonction de la taille de particules abrasives et représenté dans la Figure IV-28. Cette figure permet ainsi de mettre en évidence la hausse du coefficient d'usure K avec la taille de particules abrasive. De plus, dans le cas de l'usure abrasive avec des grandes tailles de particules abrasives de  $200\ \mu\text{m}$ , le coefficient d'usure K augmente également à mesure que la macro-dureté augmente. Néanmoins, cette dernière relation est moins valable à mesure que la taille de particules abrasives diminue et donc que l'usure par abrasion s'atténue tandis que l'usure par adhésion s'accroît.

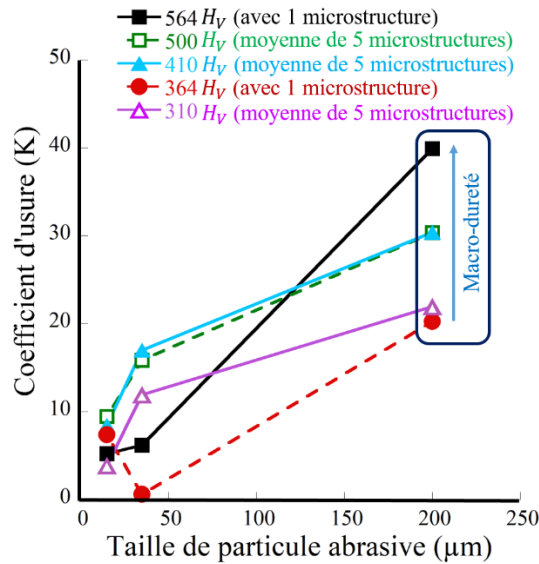


Figure IV-28: Evolution du coefficient d'usure  $K$  d'Archard moyenné en fonction de la taille de particules abrasives pour chaque niveau de macro-dureté

Enfin, les tendances mise en évidence dans la Figure IV-28 peuvent également être influencées par les différentes microstructures générées. Pour cela, la Figure IV-29 présente l'évolution du coefficient d'usure  $K$  en fonction de la microstructure pour chaque niveau de dureté. Au travers de cette figure, en fonction du niveau de macro-dureté et de la taille de particules abrasives, il est difficile d'en déduire des tendances comme fait précédemment pour la taille de particules abrasives et la dureté.

Néanmoins, il est possible de souligner que pour les microstructures dual-phase, la microstructure dual-phase n°1 semble présenter un coefficient d'usure  $K$  plus faible par rapport aux deux autres microstructures pour des tailles de particules abrasives de 35 µm et de 200 µm. Or, pour des faibles particules abrasives de 15µm, la tendance s'inverse. Ces derniers constats peuvent signifier qu'à mesure que les mécanismes d'usure par abrasion s'accroissent, la hausse du taux d'usure est réduite pour des microstructures dual-phase avec des grandes colonies de martensite. En revanche, à mesure que les mécanismes d'usure par adhésion s'accroissent, la hausse du taux d'usure est réduite pour des microstructures dual-phase avec des petites colonies de martensite.

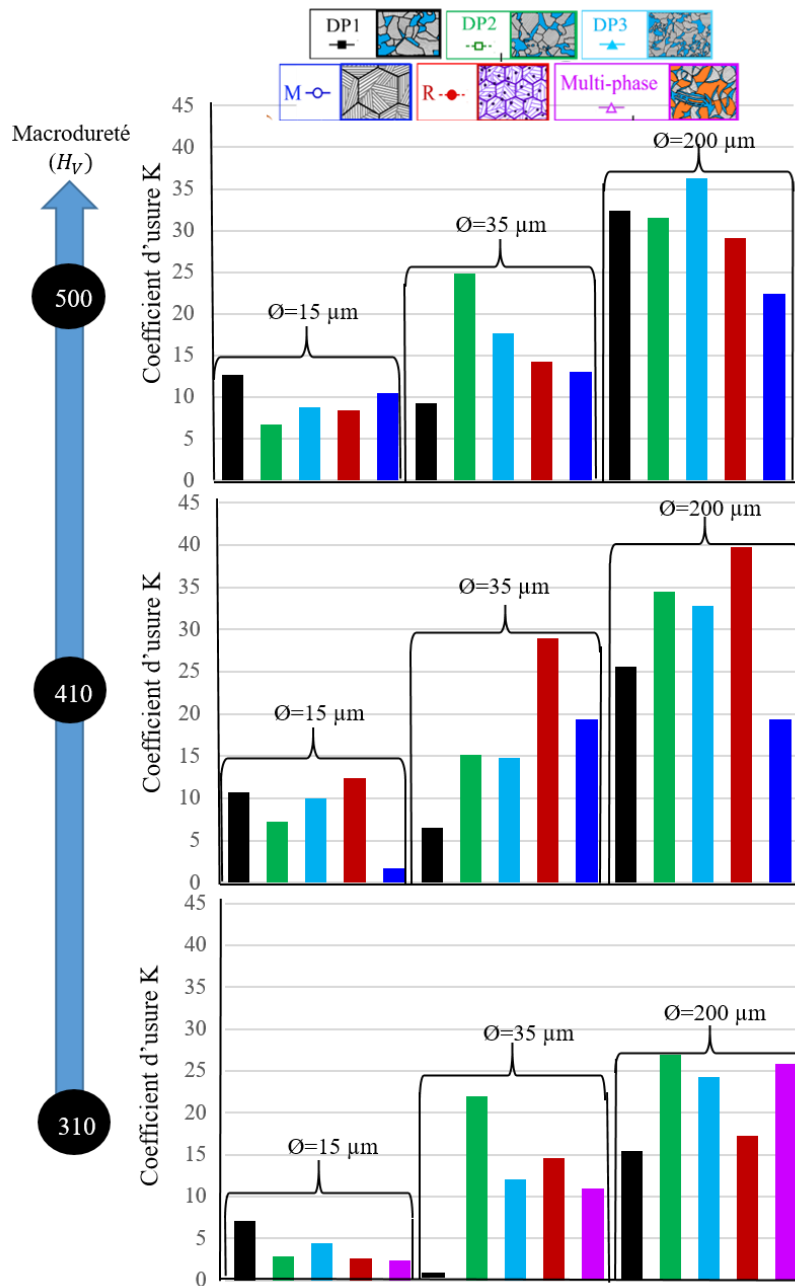


Figure IV-29: Evolution du coefficient d'usure K d'Archard en fonction de la microstructure pour les trois niveaux de macro-dureté et les trois tailles de particules abrasives

### 7.3 Synthèse

Pour conclure, ces résultats montrent que :

- Le coefficient de frottement et le taux d'usure sont minimisés par les microstructures dual-phase comparées aux autres microstructures. Cette tendance est valable pour toutes les macro-duretés, toutes les tailles de particules abrasives et tous les chargements normaux. Plus particulièrement, l'effet de la microstructure sur le coefficient de frottement et sur le taux d'usure diminue à mesure que la macro-dureté augmente.

- Pour une microstructure donnée, le **coefficient de frottement** et le **taux d'usure** diminuent avec la hausse de la **macro-dureté** initiale de l'acier indépendamment de la taille de particules abrasives et du chargement normal.
- Pour ces différentes microstructures avec différentes macro-duretés et indépendamment du chargement normal, le **taux d'usure** est minimisé par la plus petite **taille de particules abrasives** permettant de minimiser les mécanismes d'usure par abrasion.
- A l'inverse du coefficient de frottement, l'impact de la **rugosité** et/ou de la **microstructure** et/ou de la **macro-dureté** sur le taux d'usure augmente avec le **chargement normal**.
- A mesure que la **charge normale** augmente, l'augmentation du **taux d'usure** est plus prononcée avec l'augmentation de la **taille de particules abrasives** et/ou avec l'augmentation de la **macro-dureté** pour une **microstructure donnée**.

## 8. Conclusion

Dans ce chapitre, nous nous sommes intéressés à la caractérisation du comportement à l'usure de différentes microstructures pour différents niveaux de macro-dureté à partir de deux aciers. Pour cela, le comportement à l'usure a été principalement étudié au travers du taux d'usure et des mécanismes d'usure. En complément, des mesures de rugosité et des observations de coupes transversales ont également été réalisées. Pour cela, le comportement à l'usure a été investigué suite à des d'essais de frottement réalisés entre un pion en acier et un papier abrasif. Ce pion en acier a été traité thermiquement de différentes manières dans le but de varier la microstructure et/ ou la macro-dureté. De plus, les effets du chargement normal appliqué et de la rugosité, en utilisant des papiers abrasifs avec différentes tailles de particules abrasives, sur les comportements à l'usure de ces microstructures ont été analysés. A partir des résultats obtenus, plusieurs tendances ont pu être dégagées :

- Comme mentionné par la loi d'Archard, le taux d'usure augmente avec le chargement normal pour l'ensemble des microstructures avec différentes macro-duretés et pour toutes les tailles de particules abrasives. Des corrélations ont été établies entre la taille de particules abrasives, la macro-dureté et le coefficient d'usure K de la loi d'Archard traduisant la hausse du taux d'usure. D'une part, le coefficient d'usure K augmente à mesure que la taille de particules abrasives augmente et que les mécanismes d'usure par abrasion s'accroissent. D'autre part, le coefficient d'usure K augmente à mesure que la macro-dureté augmente. Néanmoins, l'effet de la microstructure sur ce coefficient d'usure n'a pas été clairement mis en évidence. Toutefois, pour les microstructures dual-phase, il est montré que ce coefficient d'usure est minimisé par les

microstructures avec des grandes colonies équiaxes de martensite pour des mécanismes d'usure par abrasion favorisés par des rugosités élevées. A l'inverse, le coefficient d'usure est minimisé pour les plus petites colonies de martensite pour des mécanismes d'usure par adhésion favorisés par des faibles rugosités.

- Les résultats obtenus permettent de corréler les évolutions du coefficient de frottement, du taux d'usure et des mécanismes d'usure en fonction de la taille de particules abrasives pour un échantillon donné comme représentés dans la Figure IV-30. Pour une prédominance des mécanismes d'usure par abrasion, le coefficient de frottement et le taux d'usure augmentent avec la taille de particules abrasives pour l'ensemble des configurations testées. En effet, l'effet de la rugosité sur le taux d'usure et le coefficient de frottement est similaire dans ces conditions. En revanche, pour une prédominance des mécanismes d'usure par adhésion, le coefficient de frottement augmente tandis que le taux d'usure diminue à mesure que la taille de particules abrasives diminue. L'effet de la rugosité sur le taux d'usure et le coefficient de frottement suivent ainsi une tendance inversée.
  
- Pour une microstructure et une macro-dureté donnée, le taux d'usure et le coefficient de frottement ne sont pas systématiquement minimisés par la même taille optimale de particules abrasives comme illustrés dans la Figure IV-30. D'une part, le coefficient de frottement est minimisé pour une taille optimale de particules abrasives pour laquelle les surfaces usées présentent une combinaison de mécanismes d'usure par abrasion et par adhésion. Comme montré dans le Chapitre III, cette taille optimale de particules abrasives semble dépendre de la microstructure et de la macro-dureté du matériau. Néanmoins, à mesure que le chargement normal augmente, cette taille optimale de particules abrasives devient indépendante de la microstructure et de la macro-dureté.  
D'autre part, le taux d'usure est minimisé pour une taille optimale de particules abrasives permettant de réduire les mécanismes d'usure par abrasion. Indépendamment de la microstructure et de la macro-dureté, cette taille optimale de particules abrasives correspond à la plus petite testée.



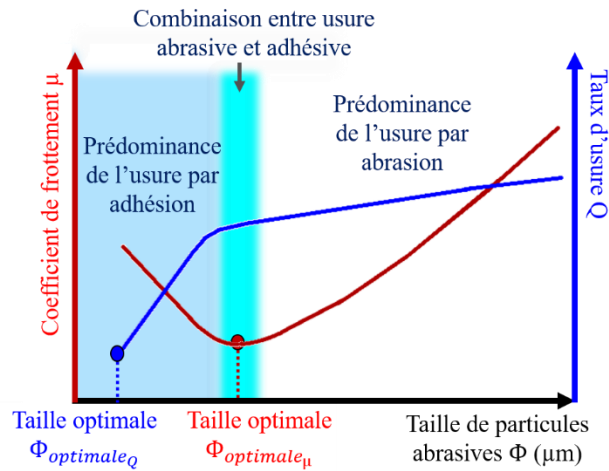


Figure IV-30: Représentation schématique de l'effet de la taille de particules abrasives sur le taux d'usure, le coefficient et les mécanismes d'usure

- Comme illustré dans la Figure IV-31 dans le cas de l'acier 25CD4, les microstructures dual-phase minimisent le taux d'usure pour un niveau de macro-dureté donné, pour toutes tailles des particules abrasives et pour tous chargements normaux. En revanche, la microstructure martensitique trempée avec la macro-dureté la plus élevée permet de minimiser le taux d'usure pour l'ensemble des 17 échantillons avec une macro-dureté inférieure.
- Parmi les microstructures dual-phase, le taux d'usure est insensible à la morphologie de la martensite pour les faibles chargements. En revanche, à mesure que la taille de particules abrasives augmente et/ ou que le chargement normal augmente, le taux d'usure est minimisé pour les microstructures dual-phase avec des colonies de martensite dont la taille augmente et la forme devient équiaxe. A l'inverse, les colonies de martensite fines et fibreuses présentent les taux d'usure les plus élevés.
- Comme illustré dans la Figure III-31, pour les microstructures martensitiques trempées, les microstructures martensitiques revenues et les microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite, la macro-dureté contrôle la réponse du taux d'usure comme énoncé avec la loi d'Archard. Par conséquent, pour ces microstructures, lorsque la macro-dureté augmente, le taux d'usure diminue. Pour chacune de ces microstructures étudiées à l'exception des microstructures martensitiques revenues, la variation de la macro-dureté est due à la variation d'une des caractéristiques microstructurales. Ainsi, les effets de la macro-dureté sur le comportement au frottement et à l'usure sont similaires.
- Dans le cas de l'acier 35NCD16, des microstructures martensitiques revenues sont étudiées pour différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée. Ainsi, en recouvrant un spectre de macro-dureté aussi large que l'acier 25CD4, un nombre plus important d'échantillons avec

différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée a été généré pour l'acier 35NCD16. Ainsi, la variation ce niveau d'adoucissement conduit à générer différentes transformations métallurgiques de la martensite trempée et donc des variations de plusieurs caractéristiques microstructurales et de la macro-dureté. Associée à une macro-dureté intermédiaire, une microstructure transitoire, entre de la martensite sous forme de lattes et une microstructure avec des grains équiaxes et des carbures, entraine un pic du taux d'usure pour tous les chargements normaux. Similairement, l'acier 25CD4 semble suivre la même tendance pour les forts chargements normaux comme indiqué dans la Figure IV-31.

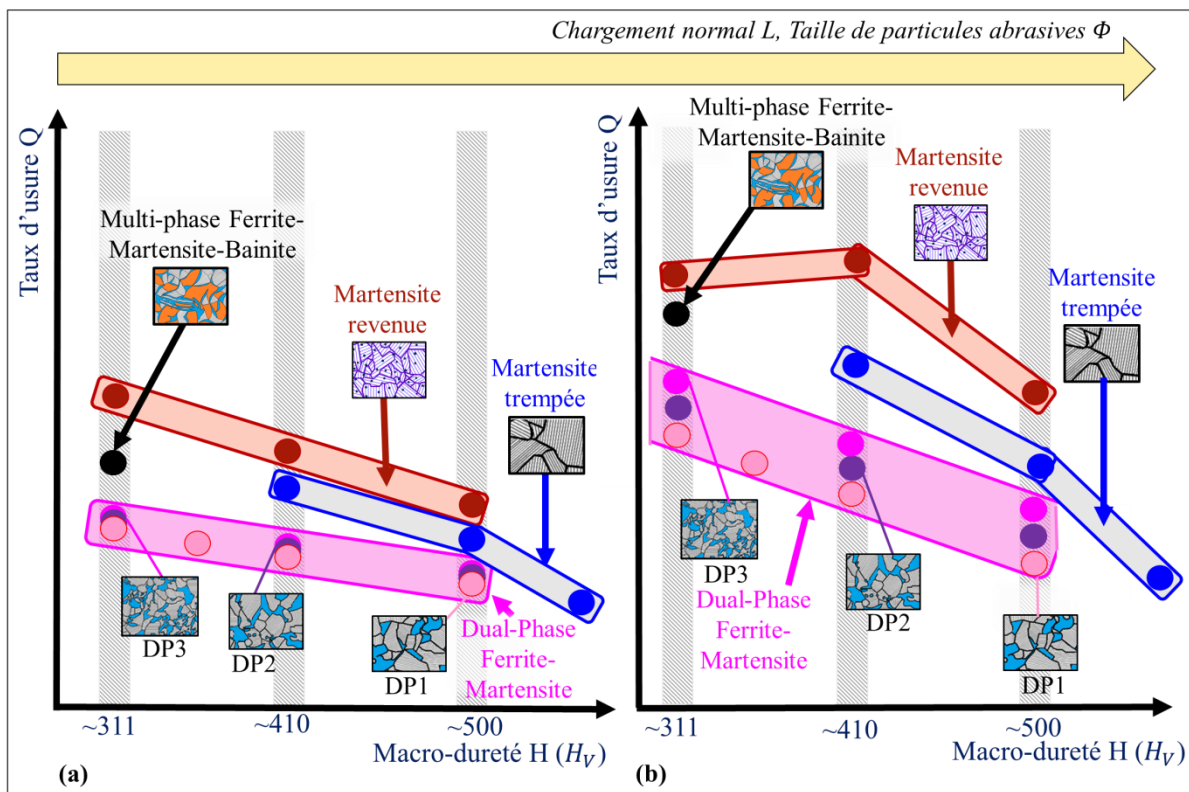


Figure IV-31: Représentation schématique de l'évolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$ , de la taille de particules abrasives  $\Phi$  et du chargement normal  $L$ .

- Le taux d'usure est minimisé à mesure que la taille de particules abrasives diminue et / ou à mesure que le chargement normal diminue. Ainsi, dans ces dernières conditions, les sensibilités du taux d'usure à la microstructure et à la macro-dureté diminuent comme représenté schématiquement dans la Figure IV-31.



# CHAPITRE V – Comparaison d’une approche expérimentale et de modélisation du comportement à l’usure et au frottement de microstructures dual-phase

<b>1. Introduction .....</b>	<b>182</b>
<b>2. Présentation des modèles utilisés .....</b>	<b>182</b>
2.1 Résistance spécifique à l’usure.....	182
2.2 Coefficient de frottement.....	185
<b>3. Comparaison entre l’approche expérimentale et de modélisation.....</b>	<b>187</b>
3.1 Rappel des microstructures et des conditions d’essais .....	187
3.2 Résistance spécifique à l’usure.....	188
3.2.1 Introduction .....	188
3.2.2 Cas des faibles chargements.....	188
3.2.3 Cas des forts chargements .....	191
3.3 Coefficient de frottement.....	193
3.3.1 Introduction .....	193
3.3.2 Cas des faibles chargements.....	194
3.3.3 Cas des forts chargements .....	197
<b>4. Conclusions .....</b>	<b>200</b>

## 1. Introduction

Ce chapitre a pour but de comparer les résultats issus d’une approche expérimentale et d’une approche de modélisation du comportement tribologique. Pour cela, les paramètres tribologiques correspondant à la résistance spécifique à l’usure et au coefficient de frottement sont étudiés dans le cas de microstructures dual-phase composées de ferrite et de martensite. Tout d’abord, les modèles utilisés décrivant les évolutions de la résistance spécifique à l’usure  $\Omega$  ainsi que du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la fraction volumique  $\alpha_M$  de la martensite sont présentés. Puis, pour différentes rugosités et différents chargements normaux, les résultats expérimentaux et ceux issus de la modélisation sont comparés.

## 2. Présentation des modèles utilisés

Pour des matériaux de type multiphase ou composites, les travaux de Axén *et al.* [Axén, 1994], [Axén, 1996] proposent des modèles décrivant la résistance à l’usure spécifique  $\Omega$  et le coefficient de frottement  $\mu$  dans le cas d’une usure abrasive. Ces modèles considèrent les fractions volumiques, les coefficients de frottement et les résistances spécifiques à l’usure des phases constituant le matériau. De plus, ces modèles sont déclinés en deux modes prenant en compte les distributions de pression de contact entre les phases. Par conséquent, ces modèles sont utilisés dans le cas de microstructures dual-phase composées de ferrite et de martensite en diverses proportions pour une même morphologie de colonies de martensite.

### 2.1 Résistance spécifique à l’usure

Selon le modèle d’Axén *et al.* [Axén, 1994], l’expression de la résistance spécifique à l’usure repose sur la relation d’Archard qui prédit le taux d’usure volumique des matériaux homogènes de la manière suivante :

$$\frac{dV}{dS} = K \cdot \frac{L}{H} \quad (V - 1)$$

ou  $H$  correspond à la dureté du matériau le plus mou,  $V$  correspond au volume d’usure,  $S$  correspond à la distance totale parcourue,  $L$  correspond à la charge normale et  $K$  correspond au coefficient d’usure. La résistance à l’usure spécifique  $\Omega$  est égale à l’inverse du taux d’usure spécifique  $\kappa$  qui est défini comme le rapport entre le coefficient d’usure  $K$  et la dureté  $H$  :

$$\Omega = \frac{1}{\kappa} = \frac{H}{K} \quad (V - 2)$$

Ainsi, ce taux d’usure volumique décrit par la relation d’Archard peut s’écrire de la manière suivante :

$$\frac{dV}{dS} = \frac{L}{\Omega} \quad (V - 3)$$

Dans le cas de matériaux de type multiphase ou composites, le taux d'usure du matériau est égal à la somme des taux d'usure de chacune des phases  $i$  et peut s'exprimer par les deux façons suivantes :

$$\frac{dV}{dS} = \sum_i^N \frac{dV_i}{dS} \quad (V - 4a)$$

$$\frac{L}{\Omega} = \sum_i^N \frac{L_i}{\Omega_i} \quad (V - 4b)$$

Dans ces relations, le nombre total de phases est de  $N$ . Ainsi, dans le cas de microstructures dual-phase composées de ferrite et de martensite, le taux d'usure peut être exprimé à partir de l'équation (V-4). Ces expressions considèrent les volumes usés de la phase martensitique  $V_M$  et de la phase ferritique  $V_F$ , la charge supportée par la phase martensitique  $L_M$  et la phase ferritique  $L_F$  et la résistance spécifique à l'usure de la phase martensitique  $\Omega_M$  et de la phase ferritique  $\Omega_F$  comme par la suite :

$$\frac{dV}{dS} = \frac{dV_M}{dS} + \frac{dV_F}{dS} \quad (V - 5a)$$

$$\frac{L}{\Omega} = \frac{L_M}{\Omega_M} + \frac{L_F}{\Omega_F} \quad (V - 5b)$$

En outre, cette expression volumique du taux d'usure peut s'exprimer sous une forme linéaire. Ce dernier considère la profondeur de la rayure  $h$  formée en surface, la distance de glissement parcourue  $S$  et l'aire de contact nominale  $A$  comme par la suite :

$$\frac{dh}{dS} A = \frac{dh_M}{dS} A_M + \frac{dh_F}{dS} A_F \text{ avec } A = A_M + A_F \quad (V - 6)$$

ou  $A_M$  et  $A_F$  correspondant respectivement aux aires de contact nominales au niveau de la martensite et de la ferrite et  $h_M$  et  $h_F$  correspondant respectivement aux profondeurs des rayures formées dans la martensite et la ferrite. Sur la base de ces expressions des résistances spécifiques à l'usure, Axén *et al.* [Axén, 1994] décrivent deux modes caractérisés par différentes distributions de la charge et donc de la pression de contact. En effet, le premier mode (EW) suppose que les phases présentent des taux d'usure similaires et le second mode (EP) suppose que les phases supportent des pressions de contact similaires.

La formulation de la résistance spécifique à l'usure du premier mode (EW) considère que le taux d'usure linéaire du matériau est égal aux taux d'usure linéaires des différentes phases comme par la suite :

$$\frac{dh}{dS} = \frac{dh_M}{dS} = \frac{dh_F}{dS} \quad (V - 7)$$

Ainsi, l'équation (V-6) peut s'écrire :



$$\frac{dh}{dS} A = \frac{dh}{dS} A_M + \frac{dh}{dS} A_F \quad (V - 8)$$

De plus, les expressions suivantes sont obtenues en considérant l'équation (V-3) :

$$\frac{dh}{dS} A = \frac{L}{\Omega} \quad (V - 9a)$$

$$\frac{dh}{dS} A_M = \frac{L_M}{\Omega_M} \quad (V - 9b)$$

$$\frac{dh}{dS} A_F = \frac{L_F}{\Omega_F} \quad (V - 9c)$$

A partir des équations (V-9), les équations suivantes sont générées :

$$\frac{L_M}{\Omega_M A_M} = \frac{L_F}{\Omega_F A_F} \quad (V - 10)$$

$$L_M = L_F \frac{\Omega_M A_M}{\Omega_F A_F} \quad (V - 11)$$

Pour ce mode, la charge supportée par une phase n'est pas égale au produit entre la charge appliquée totale L et la fraction volumique  $\alpha$  de cette phase. Néanmoins, la charge appliquée totale L peut être écrite comme par la suite :

$$L = L_M + L_F \quad (V - 12)$$

Les charges supportées par la phase martensitique et la phase ferritique peuvent s'exprimer en injectant l'équation (V-12) dans l'équation (V-11) donnant les expressions suivantes :

$$L_M = L \frac{\Omega_M A_M}{\Omega_M A_M + \Omega_F A_F} \quad (V - 13a)$$

$$L_F = L \frac{\Omega_F A_F}{\Omega_M A_M + \Omega_F A_F} \quad (V - 13b)$$

En incorporant l'équation (V-13) dans l'équation (V-5), la résistance spécifique à l'usure dans le mode EW est définie comme par la suite :

$$\Omega_{EW} = \alpha_F \cdot \Omega_F + \alpha_M \cdot \Omega_M \quad (V - 14)$$

avec  $\alpha_F = \frac{A_F}{A}$  et  $\alpha_M = \frac{A_M}{A}$  qui correspondent respectivement aux fractions surfaciques de la ferrite et de la martensite. Par la suite, afin de considérer l'ensemble du matériau, il sera admis que  $\alpha_F$  et  $\alpha_M$  correspondent aux fractions volumiques de ferrite et de martensite. Par conséquent, ce mode EW prédit une augmentation linéaire de la résistance spécifique à l'usure  $\Omega_{EW}$  à mesure que la fraction volumique de martensite  $\alpha_M$  augmente. Le modèle EW correspond au mode idéal pour lequel le matériau dual-phase bénéficie de son renfort qui correspond aux colonies de martensite dures. Ainsi, en considérant que  $\alpha_F = 1 - \alpha_M$ , la relation (V-14) peut s'écrire de la manière suivante :

$$\Omega_{EW} = (1 - \alpha_M) \cdot \Omega_F + \alpha_M \cdot \Omega_M \quad (V - 15)$$

Les hypothèses du mode EW considèrent que la phase de renforcement, correspondant à la phase martensitique, supporte un niveau de charge le plus élevé. Ainsi, cette distribution de la charge optimale entraîne une usure minimale. Pour ce dernier cas, une borne inférieure de la résistance à l'usure (provenant du fait que le matériau multiphase tire le moins avantage de la phase de renforcement correspondant à la martensite) est atteinte dans le cas où la phase de renforcement porte la plus faible portion possible de la charge. Ce minimum implique que la charge est uniformément répartie sur le composite. Ainsi, dans ces dernières conditions, la charge supportée par une phase est égale au produit entre la charge totale appliquée et la fraction volumique de la phase.

$$L_M = L \alpha_M \quad (V - 16a)$$

$$L_F = L \alpha_F \quad (V - 16b)$$

L'équation (V-16) peut être reformulée pour exprimer la charge par aire de contact nominale, c'est-à-dire la pression nominale sur chaque phase. Ainsi, la pression de surface nominale sur chaque phase est égale et permet de définir les conditions du mode EP comme par la suite :

$$P = P_M = P_F \quad (V - 17)$$

Enfin, en incorporant les équations (V-16) dans l'équation (V-5), la résistance spécifique à l'usure dans le mode EP est définie comme par la suite :

$$\Omega_{EP} = \left( \frac{\alpha_F}{\Omega_F} + \frac{\alpha_M}{\Omega_M} \right)^{-1} \quad (V - 18)$$

En considérant que  $\alpha_F = 1 - \alpha_M$ , l'expression (V-18) peut s'écrire comme par la suite :

$$\Omega_{EP} = \left( \frac{1 - \alpha_M}{\Omega_F} + \frac{\alpha_M}{\Omega_M} \right)^{-1} \quad (V - 19)$$

Selon ce mode, les deux phases supportent la même charge pour une même aire de contact. Par conséquent, la résistance spécifique à l'usure du matériau dual-phase correspond à une règle inverse d'une loi des mélanges.

## 2.2 Coefficient de frottement

Les travaux d'Axén *et al.* [Axén, 1996] proposent également un modèle du coefficient de frottement sur la base des deux modes précédemment introduits EW et EP. Ces modes se basent sur l'expression de la force de frottement tangentielle  $F$  en fonction du coefficient de frottement  $\mu$  et de la charge normale  $L$  comme décrit par la suite :

$$F = \mu L \quad (V - 20)$$

Pour ces microstructures dual-phase, les forces de frottement tangentielles associées aux phases ferritiques et martensitiques ( $F_F$  et  $F_M$ ) peuvent être exprimées en fonction du coefficient de frottement ( $\mu_F$  et  $\mu_M$ ) et de la charge supportée ( $L_F$  et  $L_M$ ) par chaque phase :

$$F_F = \mu_F L_F \quad (V - 21a)$$

$$F_M = \mu_M L_M \quad (V - 21b)$$

Enfin, la force de frottement tangentielle totale  $F$  du matériau correspond à la somme des forces de frottement tangentielles associées à chaque phase :

$$F = F_F + F_M \quad (V - 22a)$$

$$F = \mu_F L_F + \mu_M L_M \quad (V - 22b)$$

Pour les matériaux multiphase, il est supposé que les phases présentent des comportements au frottement distincts. De plus, la charge supportée par chaque phase peut être déterminée en considérant les modes précédents (EW et EP) des résistances spécifiques à l'usure.

En ce qui concerne le mode EW, la charge supportée par une phase dépend également de la résistance spécifique à l'usure de la phase associée comme mentionné dans l'expression (V-13). Ainsi, à partir de cette équation (V-13) et en considérant que  $\alpha_F = \frac{A_F}{A}$  et  $\alpha_M = \frac{A_M}{A}$ , on obtient :

$$L_F = L \frac{\Omega_F}{\Omega_F \alpha_F + \Omega_M \alpha_M} \alpha_F \quad (V - 23a)$$

$$L_M = L \frac{\Omega_M}{\Omega_F \alpha_F + \Omega_M \alpha_M} \alpha_M \quad (V - 23b)$$

Ensuite, en incorporant les équations (V-23) dans l'équation (V-22), la force de frottement tangentielle du matériau associé à ce mode  $F_{EW}$  donne :

$$F_{EW} = \mu_F L \frac{\Omega_F}{\Omega_F \alpha_F + \Omega_M \alpha_M} \alpha_F + \mu_M L \frac{\Omega_M}{\Omega_F \alpha_F + \Omega_M \alpha_M} \alpha_M \quad (V - 24)$$

Enfin, le coefficient de frottement du matériau associé à ce mode  $\mu_{EW}$  est défini comme par la suite :

$$\mu_{EW} = \mu_F \frac{\Omega_F}{\Omega_F \alpha_F + \Omega_M \alpha_M} \alpha_F + \mu_M \frac{\Omega_M}{\Omega_F \alpha_F + \Omega_M \alpha_M} \alpha_M \quad (V - 25)$$

En considérant que  $\alpha_F = 1 - \alpha_M$ , l'expression (V-25) peut s'écrire de la manière suivante :

$$\mu_{EW} = \mu_F \frac{\Omega_F}{\Omega_F (1 - \alpha_M) + \Omega_M \alpha_M} (1 - \alpha_M) + \mu_M \frac{\Omega_M}{\Omega_F (1 - \alpha_M) + \Omega_M \alpha_M} \alpha_M \quad (V - 26)$$

En ce qui concerne le mode EP, on suppose que la charge supportée par chaque phase ( $L_F$  et  $L_M$ ) dépend de la charge totale appliquée  $L$  et de la fraction volumique de la phase étudiée ( $\alpha_F$  et  $\alpha_M$ ) comme indiqué de la manière suivante :

$$L_F = L \alpha_F \quad (V - 27a)$$

$$L_M = L \alpha_M \quad (V - 27b)$$

Ensuite, en incorporant les équations (V-27) dans l'équation (V-23), la force de frottement tangentielle du matériau associée à ce mode  $F_{EP}$  donne :

$$F_{EP} = \alpha_F L\alpha_F + \alpha_M L\alpha_M \quad (V - 28)$$

Enfin, le coefficient de frottement du matériau associé à ce mode  $\mu_{EP}$  est défini comme par la suite :

$$\mu_{EP} = \mu_F \alpha_F + \mu_M \alpha_M \quad (V - 29)$$

En considérant que  $\alpha_F = 1 - \alpha_M$ , l’expression (V-29) peut s’écrire de la manière suivante :

$$\mu_{EP} = \mu_F (1 - \alpha_M) + \mu_M \alpha_M \quad (V - 30)$$

### 3. Comparaison entre l’approche expérimentale et de modélisation

#### 3.1 Rappel des microstructures et des conditions d’essais

Générées à partir de l’acier 25CD4 comme expliqué dans le Chapitre II, les quatre microstructures présentées dans la Figure V-1 sont étudiées. En effet, une microstructure entièrement martensitique (M1) et trois microstructures dual-phase (DP3a, DP3b et DP3c) composées de ferrite et de martensite pour des fractions volumiques de martensite allant de 45% à 79% sont sélectionnées. Ces microstructures présentent des colonies de martensite fines et fibreuses. Comme montré dans le Chapitre IV, il n’y a pas d’effet de la morphologie des colonies de martensite sur le comportement à l’usure pour les faibles chargements. Ainsi, des microstructures dual-phase pour un même type de morphologie de colonie de martensite sont sélectionnées.

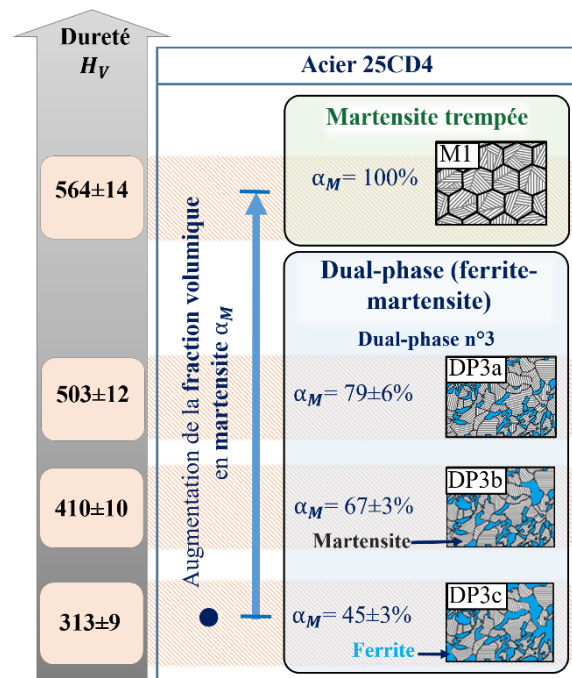


Figure V-1: Représentation schématique des microstructures dual-phase étudiées

Pour cela, les microstructures dual-phase avec les morphologies de colonies de martensite fines et fibreuses (DP3) sont sélectionnées.

Comme présentés dans le Chapitre III, des essais de frottement entre un pion en acier et un papier abrasif sont réalisés pour différents chargements normaux (50N, 70N et de 110N). Pour étudier également l’effet de la rugosité, des papiers abrasifs avec diverses tailles de particules abrasives de 15µm, 35µm et 200µm sont utilisés.

## 3.2 Résistance spécifique à l’usure

### 3.2.1 Introduction

Les résistances spécifiques à l’usure expérimentales  $\Omega_{exp}$  de ces quatre microstructures (M1, DP3a, DP3b et DP3d) sont comparées avec celles décrites  $\Omega_{EW}$  et  $\Omega_{EP}$  associées aux modes EW et EP. En effet, pour une taille de particules abrasives donnée et pour un chargement normal donné, cette étude vise à déterminer le mode de distribution de la pression décrit par les résistances spécifiques à l’usure expérimentales  $\Omega_{exp}$  de ces microstructures. Pour cela, les déterminations des paramètres  $\Omega_{EW}$  et  $\Omega_{EP}$  se font à partir des expressions (V-15) et (V-19). De manière similaire aux travaux d’Axén *et al.* [Axén, 1994], la résistance spécifique à l’usure de la martensite  $\Omega_M$  considérée dans ces expressions correspond à la résistance spécifique à l’usure expérimentale de la microstructure entièrement martensitique M1 pour chaque taille de particules abrasives et pour chaque chargement normal. Puis, contrairement aux travaux d’Axén *et al.* [Axén, 1994], la résistance spécifique à l’usure de la ferrite  $\Omega_F$  ne peut pas être définie expérimentalement. En effet, parmi les microstructures générées, il n’y a pas de microstructure entièrement ferritique. Par conséquent, le rapport  $r$  entre la résistance à l’usure spécifique de la martensite  $\Omega_M$  et de la ferrite  $\Omega_F$  est défini et exprimé dans les équations (V-15) et (V-19) comme par la suite :

$$\Omega_{EW} = (1 - \alpha_M) \cdot \frac{\Omega_M}{r} + \alpha_M \cdot \Omega_M \text{ avec } r = \Omega_M / \Omega_F \quad (V - 31)$$

$$\Omega_{EP} = \left( r \cdot \frac{1 - \alpha_M}{\Omega_M} + \frac{\alpha_M}{\Omega_M} \right)^{-1} \quad (V - 32)$$

A partir de ces équations (31) et (32),  $\Omega_{EW}$  et  $\Omega_{EP}$  sont déterminés en faisant varier le rapport  $\Omega_M / \Omega_F$  avec un pas de 0,001.

### 3.2.2 Cas des faibles chargements

Pour un chargement normal de 50N et pour les trois tailles de particules abrasives, la Figure V-2 présente les résultats expérimentaux avec ceux issus de la modélisation pour les modes EP et EW. Premièrement, la Figure V-2 (a) montre l’évolution de la résistance spécifique à l’usure expérimentale  $\Omega_{exp}$  et des résistances spécifiques à l’usure décrites  $\Omega_{EW}$  et  $\Omega_{EP}$  en fonction de la fraction volumique de martensite  $\alpha_M$ . Sur ces figures, les évolutions de  $\Omega_{EW}$  et  $\Omega_{EP}$  sont représentées pour deux rapports  $\Omega_M / \Omega_F$  différents. Ces derniers correspondent au rapport maximal et au rapport minimal des deux modes approchant les données expérimentales  $\Omega_{exp}$ . Lorsque la fraction volumique de la martensite augmente, il est montré que l’augmentation de la résistance spécifique à l’usure expérimentale  $\Omega_{exp}$

dépend de la taille de particules abrasives pouvant s’expliquer par différents modes de distribution de la pression.

Pour déterminer le mode de distribution de la pression et le rapport  $\Omega_M/\Omega_F$  associé approchant les résistances spécifiques à l’usure expérimentales  $\Omega_{exp}$ , les écarts quadratiques  $\sigma_\Omega$  des résistances à l’usure spécifiques entre les valeurs expérimentales et celles décrites sont calculés. En effet, pour une fraction volumique de martensite  $\alpha_M$  fixe, les écarts quadratiques ( $\sigma_{\Omega_{EW}(\alpha_M)}$  et  $\sigma_{\Omega_{EP}(\alpha_M)}$ ) pour les deux modes sont définis de la manière suivante :

$$\sigma_{\Omega_{EW}(\alpha_M)} = \frac{1}{\sqrt{2}} |\Omega_{EW(\alpha_M)} - \Omega_{exp(\alpha_M)}| \quad (V - 33)$$

$$\sigma_{\Omega_{EP}(\alpha_M)} = \frac{1}{\sqrt{2}} |\Omega_{EP(\alpha_M)} - \Omega_{exp(\alpha_M)}| \quad (V - 34)$$

où  $\Omega_{exp(\alpha_M)}$ ,  $\Omega_{EW(\alpha_M)}$  et  $\Omega_{EP(\alpha_M)}$  correspondent respectivement aux valeurs expérimentales et celles décrites pour les deux modes des résistances spécifiques à l’usure pour une fraction volumique de martensite fixe  $\alpha_M$ .

La Figure V-2 (b) montre les évolutions des écarts quadratiques cumulés  $\sigma_{\Omega_{Cumulé}}$  de la résistance spécifique à l’usure en fonction du rapport  $\Omega_M/\Omega_F$ . Pour les deux modes, ces écarts quadratiques cumulés  $\sigma_{\Omega_{EW_{Cumulé}}}$  et  $\sigma_{\Omega_{EP_{Cumulé}}}$  sont considérés comme la somme des écarts quadratiques des résistances spécifiques à l’usure pour les microstructures générées avec différentes fractions volumiques de martensite  $\alpha_M$  comme indiqué dans les expressions suivantes :

$$\sigma_{\Omega_{EW_{cumulé}}} = \sigma_{\Omega_{EW(100\%)}} + \sigma_{\Omega_{EW(81\%)}} + \sigma_{\Omega_{EW(65\%)}} + \sigma_{\Omega_{EW(45\%)}} \quad (V - 35)$$

$$\sigma_{\Omega_{EP_{cumulé}}} = \sigma_{\Omega_{EP(100\%)}} + \sigma_{\Omega_{EP(81\%)}} + \sigma_{\Omega_{EP(65\%)}} + \sigma_{\Omega_{EP(45\%)}} \quad (V - 36)$$

Par conséquent, le minimum de la courbe correspond au rapport  $\Omega_M/\Omega_F$  permettant d’approcher au maximum les données expérimentales.

Pour les deux modes, la Figure V-2 (c) montre les évolutions de la résistance spécifique à l’usure expérimentale  $\Omega_{exp}$  et des résistances spécifiques à l’usure décrites,  $\Omega_{EW}$  et  $\Omega_{EP}$ , en fonction de la fraction volumique de martensite  $\alpha_M$ . Dans ce cas,  $\Omega_{EW}$  et  $\Omega_{EP}$  sont représentés pour les rapports  $\Omega_M/\Omega_F$  permettant de minimiser les écarts quadratiques cumulés  $\sigma_{\Omega_{EW_{Cumulé}}}$  et  $\sigma_{\Omega_{EP_{Cumulé}}}$  identifiés dans la Figure V-2(b).

Sur la base de la Figure V-2, pour les particules abrasives de tailles importantes de 200 $\mu$ m, il est montré que le plus faible écart quadratique cumulé  $\sigma_{\Omega_{Cumulé}}$  est atteint pour le mode EP. De plus, le rapport maximal  $\Omega_M/\Omega_F$  du mode EW conduit à une résistance spécifique à l’usure négative de la ferrite ce qui est impossible. Comme décrit par le mode EP, lorsque la fraction volumique de martensite  $\alpha_M$  et donc la dureté du matériau augmentent, l’augmentation de la résistance spécifique à



l'usure  $\Omega_{exp}$  s'accroît. D'autre part, pour les particules abrasives plus fines de 35  $\mu\text{m}$  et de 15  $\mu\text{m}$ , l'écart quadratique cumulé minimal  $\sigma_{\Omega_{Cumulé}}$  est atteint pour le mode EW. Ainsi, il existe des relations linéaires entre la résistance spécifique à l'usure  $\Omega$  et la fraction volumique de martensite  $\alpha_M$  comme décrit par le mode EW pour ces tailles de particules abrasives.

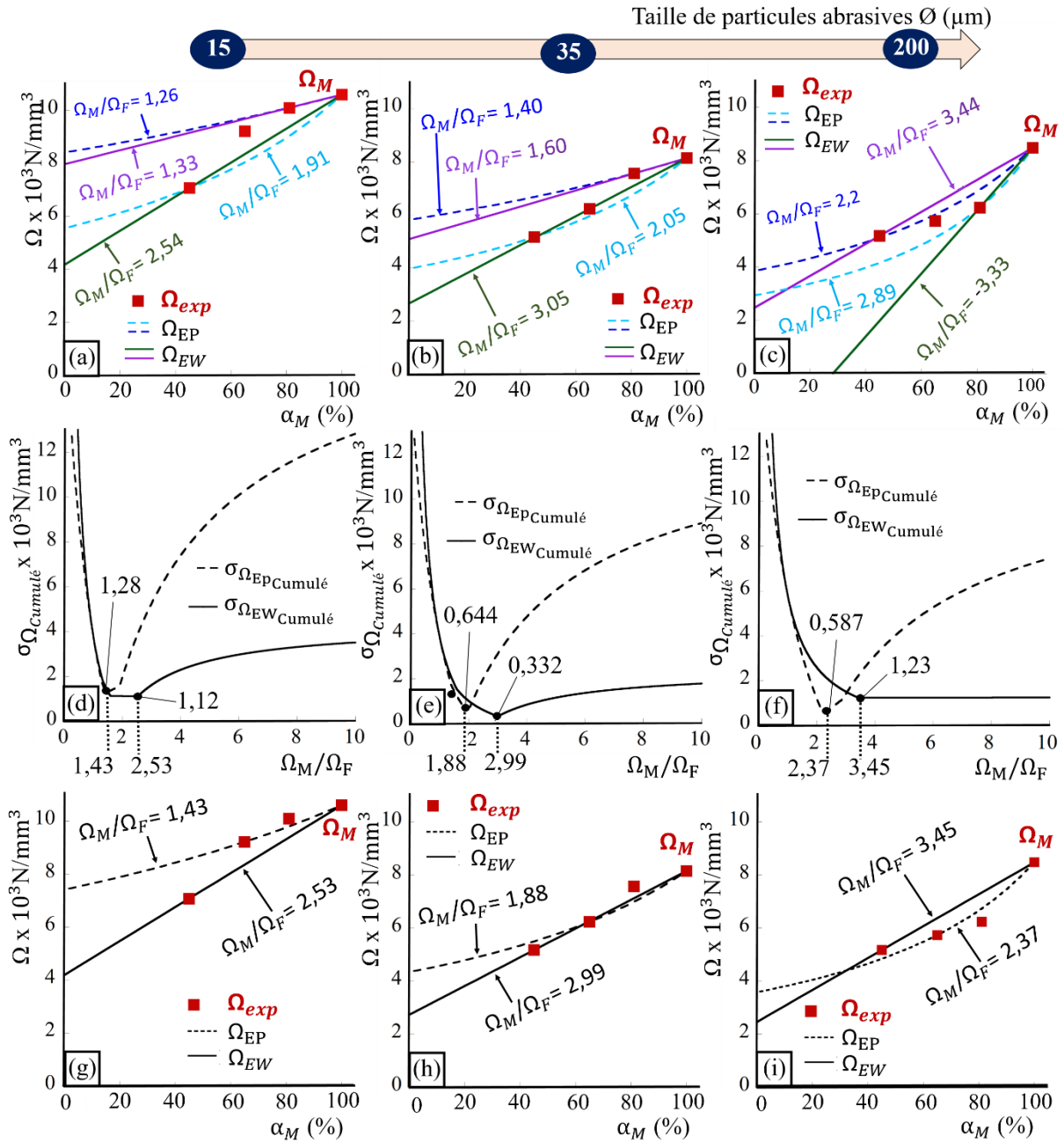


Figure V-2: Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux décrits concernant la résistance spécifique à l’usure pour un chargement normal de 50N

Ces résultats sont en accord avec ceux d’Axén *et al.* [Axén, 1994]. En effet, le mode EW décrit l’évolution de la résistance spécifique à l’usure pour des tailles de particules abrasives fines (35  $\mu\text{m}$  et

15 $\mu\text{m}$ ) tandis que le mode EP décrit la résistance spécifique à l'usure pour des tailles importantes de particules abrasives (200 $\mu\text{m}$ ). En effet, lorsque la taille des particules abrasives diminue jusqu'à une taille critique de particules abrasives, une transition entre les modes EP et EW se produit. A mesure que la taille des particules abrasives diminue, cette transition est associée une accentuation des mécanismes d'usure par adhésion alors que les mécanismes d'usure par abrasion s'atténuent comme souligné dans le Chapitre IV.

### 3.2.3 Cas des forts chargements

La Figure V-3 et la Figure V-4 montrent les mêmes graphiques que la Figure V-2 dans le cas de chargements normaux de 70N et 110N.

Pour des tailles importantes de particules abrasives de 200  $\mu\text{m}$ , il est montré que l'écart quadratique cumulé minimal est atteint pour le mode EP pour des chargements normaux de 70N et 110N. Cette tendance est donc valable pour tous les chargements. De plus, dans le cas du chargement normal de 70N, le rapport maximal  $\Omega_M/\Omega_F$  du mode EW conduit à une résistance spécifique à l'usure négative de la ferrite ce qui est impossible. D'autre part, pour des tailles inférieures de particules abrasives de 35 $\mu\text{m}$  et 15 $\mu\text{m}$ , l'écart quadratique minimal est atteint pour le mode EW pour un chargement normal de 70N et pour le mode EP pour un chargement normal de 110N.

Finalement, l'augmentation de la résistance spécifique à l'usure  $\Omega$  de ces microstructures dépend de la taille des particules abrasives ainsi que du chargement normal L. Ainsi, à mesure que la taille de particules abrasives et que le chargement normal augmentent, l'évolution de la résistance spécifique à l'usure en fonction de la fraction volumique de martensite tend à suivre le mode EP. Inversement, à mesure que la taille de particules abrasives et que le chargement normal diminuent, l'évolution de la résistance spécifique à l'usure en fonction de la fraction volumique de martensite tend à suivre le mode EW.

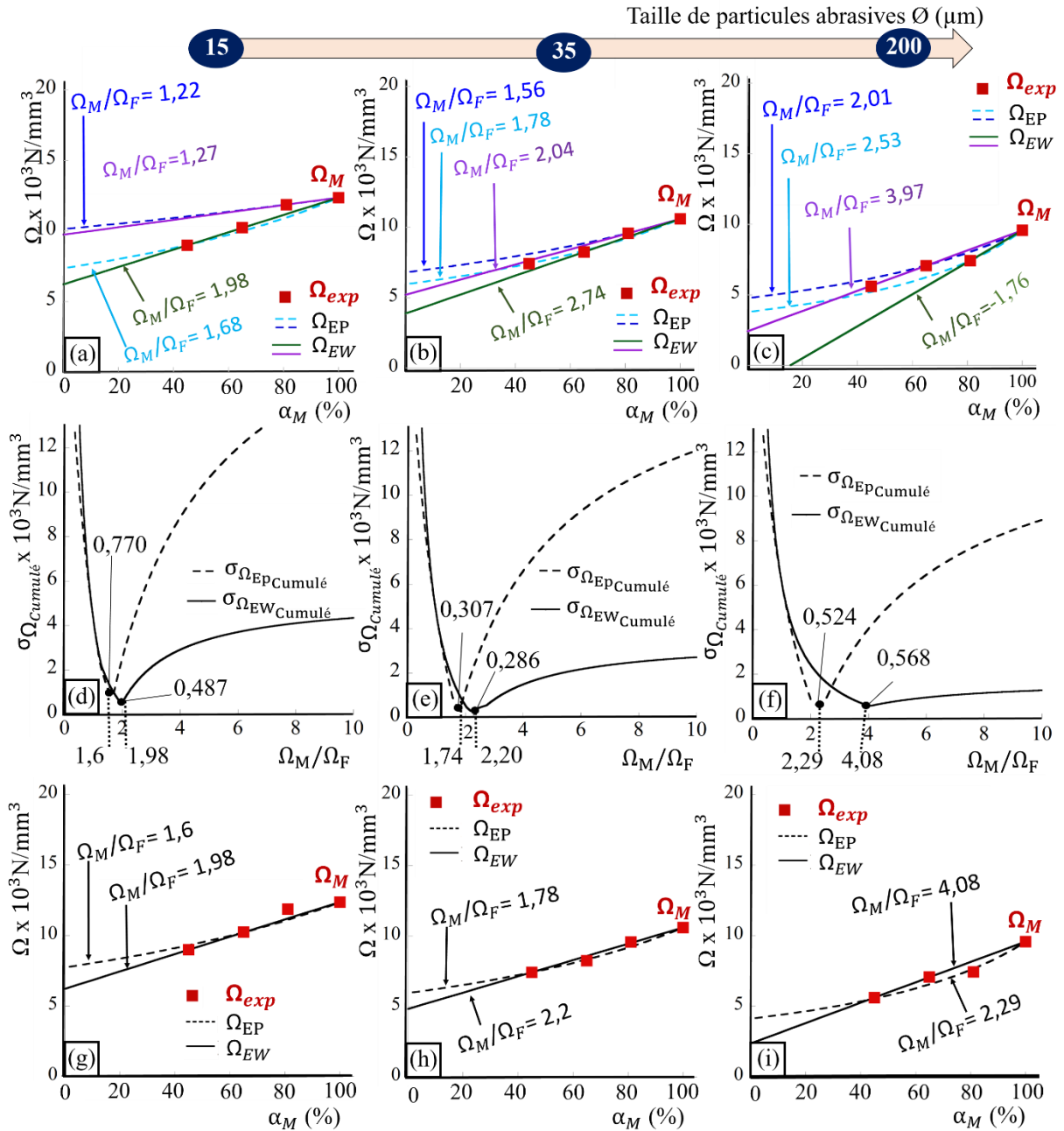


Figure V-3: Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux décrits concernant la résistance spécifique à l’usure pour un chargement normal de 70N

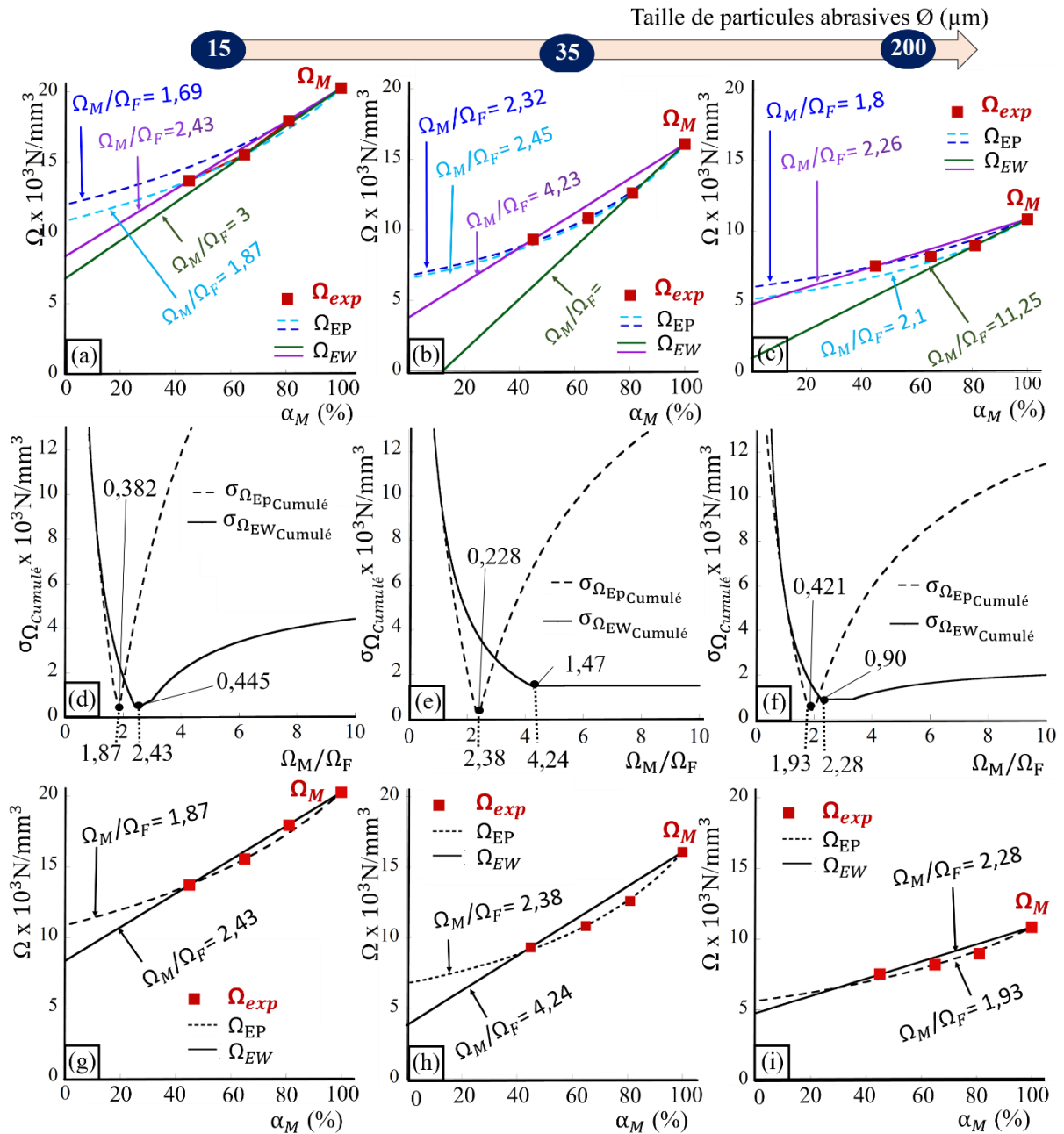


Figure V-4: Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux décrits concernant la résistance spécifique à l'usure pour un chargement normal de 110N

### 3.3 Coefficient de frottement

#### 3.3.1 Introduction

Les coefficients de frottement expérimentaux  $\mu_{exp}$  de ces quatre microstructures (M1, DP3a, DP3b et DP3d) sont également comparés avec ceux décrits  $\mu_{EW}$  et  $\mu_{EP}$  à partir des modes EW et EP précédemment introduits. En effet, pour une taille de particules abrasives donnée et pour un chargement normal donné, cette étude vise à déterminer le mode de répartition de la pression décrit par

les coefficients de frottement expérimentaux  $\mu_{exp}$  de ces microstructures dual-phase. Pour cela, la détermination des paramètres  $\mu_{EW}$  et  $\mu_{EP}$  se fait à partir des expressions (V-26) et (V-30).

Similairement aux travaux d’Axén *et al.* [Axén, 1996], le coefficient de frottement de la martensite  $\mu_M$  considéré dans ces expressions correspond au coefficient de frottement expérimental de la microstructure entièrement martensitique M1 pour chaque taille de particules abrasives et pour chaque chargement normal. En revanche, le coefficient de frottement de la ferrite  $\Omega_F$  ne peut pas être défini expérimentalement. En effet, parmi les microstructures générées, il n’y a pas de microstructure entièrement ferritique. Par conséquent, le rapport R entre le coefficient de frottement de la martensite  $\mu_M$  et de la ferrite  $\mu_F$  est défini et exprimé dans les équations (26) et (30) comme suit :

$$\mu_{EW} = R\mu_M \frac{(V - \Omega_F)}{\Omega_F(1 - \alpha_M) + \Omega_M\alpha_M} (1 - \alpha_M) + \mu_M \frac{\Omega_M}{\Omega_F(1 - \alpha_M) + \Omega_M\alpha_M} \alpha_M \text{ with } R = \mu_F/\mu_M \quad (V - 37)$$

$$\mu_{EP} = R\mu_M (1 - \alpha_F) + \mu_M\alpha_M \quad (V - 38)$$

A partir de ces équations (V-37) et (V-38),  $\mu_{EW}$  et  $\mu_{EP}$  sont déterminés en faisant varier le rapport  $\mu_F/\mu_M$  avec un pas de 0,001. Il s’agit ainsi d’un ajustement de modèle aux données expérimentales.

Pour les deux modes, les coefficients de frottement décrits dépendent des coefficients de frottement et des fractions volumiques des différentes phases ( $\mu_M$ ,  $\mu_F$ ,  $\alpha_M$  et  $\alpha_F$ ). Néanmoins, le coefficient de frottement décrit par le mode EW dépend également des résistances spécifiques à l’usure des différentes phases ( $\Omega_M$  et  $\Omega_F$ ). Pour prédire les coefficients de frottement dans le cas du mode EW, on utilise le rapport r entre  $\Omega_M$  et  $\Omega_F$ . En effet, en injectant r dans l’expression (V-37) de  $\mu_{EW}$ , on peut exprimer la relation suivante :

$$\mu_{EW} = \mu_M \cdot \left( \frac{R(1 - \alpha_M) + r\alpha_M}{1 - \alpha_M + r\alpha_M} \right) \text{ avec } r = \frac{\Omega_M}{\Omega_F} \text{ et } R = \frac{\mu_F}{\mu_M} \quad (V - 39)$$

Par conséquent,  $\mu_{EW}$  est exprimé en utilisant le rapport r qui minimise l’écart quadratique cumulé  $\sigma_{\Omega_{EW} \text{ cumulé}}$  de la résistance spécifique à l’usure représentée sur la Figure V-2 (c), la Figure V-3 (c) et de la Figure V-4 (c) en fonction du chargement normal appliqué.

### 3.3.2 Cas des faibles chargements

Pour un chargement normal de 50N et pour les trois tailles de particules abrasives, la Figure V-5 présente les résultats expérimentaux avec ceux issus de la modélisation pour les modes EP et EW. En premier lieu, la Figure V-5 (a) montre l’évolution du coefficient de frottement expérimental  $\mu_{exp}$  et des coefficients de frottement décrits  $\mu_{EW}$  et  $\mu_{EP}$  en fonction de la fraction volumique de martensite  $\alpha_M$ . Sur ces figures,  $\mu_{EW}$  et  $\mu_{EP}$  sont représentés pour deux différents rapports  $\mu_F/\mu_M$ . En effet, ces

rapports correspondent au rapport maximal et au rapport minimal pour les deux modes de distribution de pression approchant les données expérimentales  $\mu_{exp}$ .

Pour déterminer le mode de distribution de la pression et le rapport associé  $\mu_F/\mu_M$  approchant les coefficients de frottement expérimentaux  $\mu_{exp}$ , les écarts quadratiques  $\sigma_\mu$  des coefficients de frottement entre les valeurs expérimentales et celles décrites sont calculés. En effet, pour une fraction volumique de martensite  $\alpha_M$  fixe, les écarts quadratiques  $\sigma_{\mu_{EW}(\alpha_M)}$  et  $\sigma_{\mu_{EP}(\alpha_M)}$  pour les deux modes sont définis comme par la suite :

$$\sigma_{\mu_{EW}(\alpha_M)} = \frac{1}{\sqrt{2}} |\mu_{EW(\alpha_M)} - \mu_{exp(\alpha_M)}| \quad (V - 40)$$

$$\sigma_{\mu_{EP}(\alpha_M)} = \frac{1}{\sqrt{2}} |\mu_{EP(\alpha_M)} - \mu_{exp(\alpha_M)}| \quad (V - 41)$$

où  $\mu_{exp(\alpha_M)}$ ,  $\mu_{EW(\alpha_M)}$  et  $\mu_{EP(\alpha_M)}$  correspondent respectivement aux valeurs expérimentales et décrites pour les deux modes des coefficients de frottement avec une fraction volumique de martensite fixe  $\alpha_M$ . En deuxième lieu, la Figure V-5 (b) montre les évolutions des écarts quadratiques cumulés  $\sigma_{\mu_{cumulé}}$  du coefficient de frottement en fonction du rapport  $\mu_F/\mu_M$ . Pour les deux modes, ces écarts quadratiques cumulés ( $\sigma_{\mu_{EW_{cumulé}}}$  et  $\sigma_{\mu_{EP_{cumulé}}}$ ) sont calculés comme la somme des écarts quadratiques des coefficients de frottement pour les microstructures générées avec différentes fractions volumiques de martensite  $\alpha_M$  comme indiqué dans les expressions suivantes :

$$\sigma_{\mu_{EW_{cumulé}}} = \sigma_{\mu_{EW(100\%)}} + \sigma_{\mu_{EW(81\%)}} + \sigma_{\mu_{EW(65\%)}} + \sigma_{\mu_{EW(45\%)}} \quad (V - 42)$$

$$\sigma_{\mu_{EP_{cumulé}}} = \sigma_{\mu_{EP(100\%)}} + \sigma_{\mu_{EP(81\%)}} + \sigma_{\mu_{EP(65\%)}} + \sigma_{\mu_{EP(45\%)}} \quad (V - 43)$$

Par conséquent, le minimum de la courbe correspond au rapport  $\mu_F/\mu_M$  approchant au maximum les données expérimentales.

En troisième lieu, pour les deux modes, la Figure V-5 (c) montre également les évolutions du coefficient de frottement expérimental  $\mu_{exp}$  et les coefficients de frottement décrits,  $\mu_{EW}$  et  $\mu_{EP}$ , en fonction de la fraction volumique de martensite  $\alpha_M$ . Dans ce cas,  $\mu_{EW}$  et  $\mu_{EP}$  sont représentés pour les rapports  $\mu_F/\mu_M$  minimisant les écarts quadratiques cumulés  $\sigma_{\mu_{EW_{cumulé}}}$  et  $\sigma_{\mu_{EP_{cumulé}}}$  comme identifiés dans la Figure V-5 (b).

En accord avec les tendances des résistances spécifiques à l'usure, pour les plus importantes tailles de particules abrasives de 200 $\mu\text{m}$ , il est montré que le plus faible quadratique cumulé  $\sigma_{\mu_{cumulé}}$  est atteint pour le mode EP. D'autre part, pour les plus fines particules abrasives de 35 $\mu\text{m}$  et 15 $\mu\text{m}$ , le plus faible quadratique cumulé  $\sigma_{\mu_{cumulé}}$  est atteint pour le mode EW. A mesure que la taille de particules abrasives diminue, cette transition est associée à une accentuation des mécanismes d'usure par adhésion alors que les mécanismes d'usure par abrasion s'atténuent comme souligné dans le Chapitre IV.

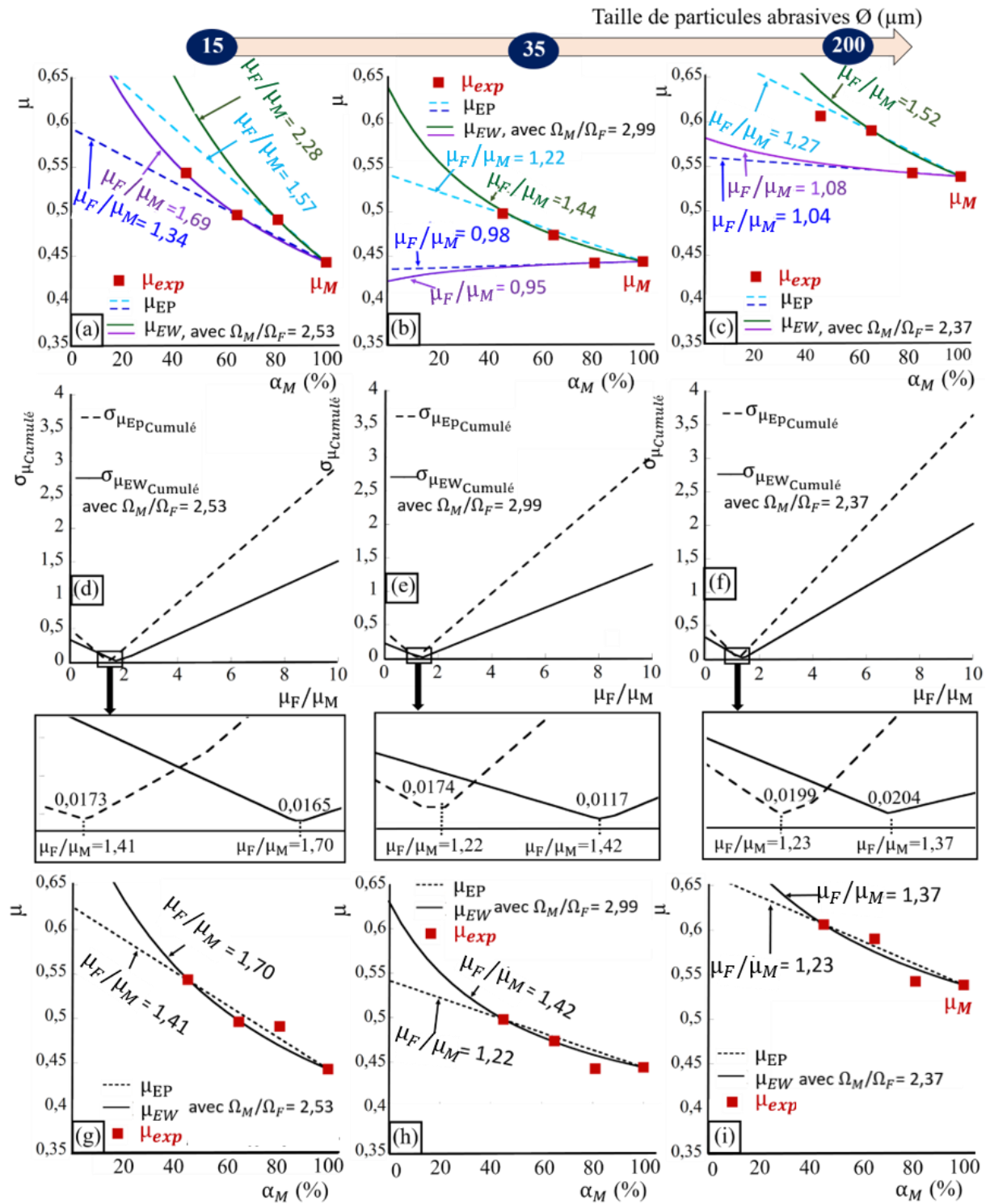


Figure V-5: Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux décrits concernant le coefficient de frottement pour un chargement normal de 50N

Néanmoins, quelle que soit la taille de particules abrasives, les différences d’écarts quadratiques cumulés  $\sigma_{\mu_{cumulé}}$  des coefficients de frottement entre les deux modes sont faibles pour cette gamme de fractions volumiques de martensite. En effet, les coefficients de frottement expérimentaux des microstructures dual-phase avec des fractions volumiques de martensite dans des proportions



inférieures à 45% pourraient permettre de déterminer plus précisément le mode de distribution de la pression et donc le rapport du coefficient de frottement entre la ferrite et la martensite ( $\mu_M/\mu_F$ ). Par conséquent, comparé à la résistance spécifique à l'usure, l'effet de la taille de particules abrasives sur le mode de distribution de pression des coefficients de frottement est faible pour cette gamme de fractions volumiques de martensite. De plus, comparé à la résistance spécifique à l'usure, pour les trois tailles de particules abrasives, le coefficient de frottement est nettement moins sensible aux différentes proportions de martensite et de ferrite.

### 3.3.3 Cas des forts chargements

La Figure V-6 et la Figure V-7 montrent les mêmes graphiques que la Figure V-5 dans le cas de chargements normaux de 70N et 110N.

D’une part, il est montré que l’effet de la fraction volumique de martensite sur le coefficient de frottement  $\mu$  des microstructures dual-phase dépend de la taille des particules abrasives ainsi que du chargement normal. En effet, pour des tailles importantes de particules abrasives de 200  $\mu\text{m}$ , le plus faible écart quadratique cumulé est atteint pour le mode EP pour des chargements normaux de 70N et 110N. Cette précédente tendance est donc valable pour tous les chargements pour une taille de particules abrasives de 200  $\mu\text{m}$ . Pour des tailles de particules abrasives de 35 $\mu\text{m}$  et 15 $\mu\text{m}$ , le plus faible écart quadratique est atteint respectivement pour le mode EW et le mode EP pour un chargement normal de 70N. Toutefois, les différences entre les écarts quadratiques des deux modes restent très faibles. En revanche, dans le cas d’un chargement normal de 110N, la situation s’inverse dans le sens où pour des tailles de particules abrasives de 35 $\mu\text{m}$  et 15 $\mu\text{m}$ , le plus faible écart quadratique est atteint respectivement pour le mode EP et le mode EW.

Finalement, quelle que soit la taille des particules abrasives et le chargement normal, les différences des écarts quadratiques cumulés  $\sigma_{\mu_{cumulé}}$  des coefficients de frottement entre les deux modes sont faibles pour cette gamme de fractions volumiques de martensite. Comme souligné précédemment pour un chargement normal de 50N, pour cette gamme de fraction volumique de martensite, l'effet de la taille de particules abrasives sur le mode de distribution de pression des coefficients de frottement  $\mu$  est faible.



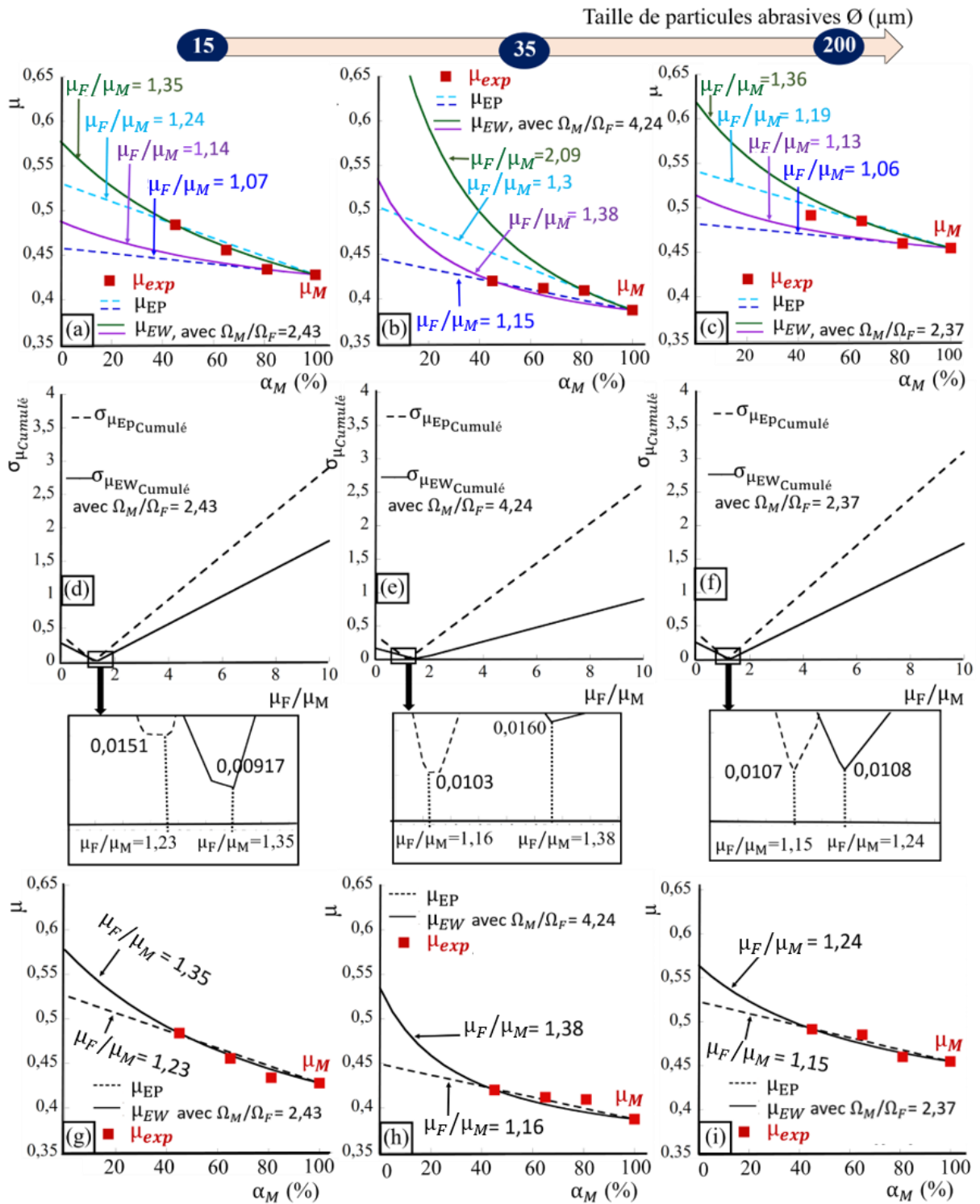


Figure V-7: Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux décrits concernant le coefficient de frottement pour un chargement normal de 110N

## 4. Conclusions

Dans ce chapitre, les résultats expérimentaux présentés dans les chapitres III et IV sont confrontés avec les résultats issus de la modélisation. Pour des microstructures dual-phase composées de ferrite et de martensite avec la même morphologie de colonie de martensite, les effets combinés de la fraction volumique de la martensite, de la taille de particules abrasives et du chargement normal sur le coefficient de frottement et la résistance spécifique à l'usure sont investigués.

Comme expliqué dans le Chapitre III, des essais de frottement sont effectués entre un pion en acier contre un papier abrasif. D’une part, des pions présentant des microstructures dual-phase (de type DP3) avec des colonies de martensite fines et fibreuses pour diverses fractions volumiques de martensite (allant de 45% à 100%) sont testés. D’autre part, diverses rugosités sont étudiées en utilisant des papiers abrasifs avec différentes tailles de particules abrasives (15 $\mu\text{m}$ , 35 $\mu\text{m}$  et 200 $\mu\text{m}$ ). Enfin, ces essais sont également réalisés pour différents chargements normaux (50N, 70N et 110N). Les modèles étudiés pour caractériser le coefficient de frottement et la résistance spécifique à l'usure sont déclinés selon les deux modes EW et EP présentant différentes distributions de la pression entre les phases. En effet, le premier mode EW suppose que les deux phases présentent les mêmes taux d'usure tandis que le second mode EP suppose que les deux phases supportent la même pression. Les résultats principaux sont les suivants :

- Quelle que soit la taille de particules abrasives et le chargement normal, les résultats expérimentaux et de modélisation montrent que l'augmentation de la fraction volumique de la martensite dure entraîne une augmentation de la résistance spécifique à l'usure et une diminution du coefficient de frottement. Ces évolutions du coefficient de frottement et de la résistance spécifique à l'usure dépendent de la taille de particules abrasives, du chargement normal et donc des mécanismes d'usure.
- Les modes de distribution de la pression associés aux évolutions du coefficient de frottement et de la résistance spécifique à l’usure en fonction de la fraction volumique de martensite sont similaires pour une grande partie des configurations. Finalement, à mesure que la taille de particules abrasives augmente et/ ou que le chargement normal augmente, le mode EP décrit la tendance des évolutions des résultats expérimentaux. A l’inverse, à mesure que la taille de particules abrasives diminue et/ ou que le chargement normal diminue, ces évolutions des résultats expérimentaux s’approchent du mode EW. Néanmoins, comparé à la résistance spécifique à l’usure, pour les trois tailles de particules abrasives, le coefficient de frottement est moins sensible aux différentes proportions de martensite et de ferrite. En effet, les rapports  $\mu_M/\mu_F$  sont nettement inférieurs par rapport aux rapports  $\Omega_M/\Omega_F$ .

- Comme montré dans le chapitre IV dans le cas d'un faible chargement normal de 50N, associée à une prédominance et une accentuation des mécanismes d'usure par abrasion avec l'augmentation de la taille de particules abrasives, les résultats expérimentaux du coefficient de frottement et de la résistance spécifique à l'usure approchent les tendances issues du mode EP. En revanche, associée à une prédominance et une accentuation des mécanismes d'usure par adhésion avec la diminution de la taille de particules abrasives, les résultats expérimentaux du coefficient de frottement et de la résistance spécifique à l'usure approchent les tendances issues du mode EW.



## Conclusion générale et perspectives

Les travaux menés visent à rechercher une meilleure compréhension de la contribution de la **microstructure** et de la **rugosité** sur le **comportement tribologique** des **aciers faiblement alliés**. Pour cela, ce projet vise à répondre aux questions suivantes :

- Quel est l'impact de la **microstructure** et/ou de la **macro-dureté** sur le comportement au **frottement** et à l'**usure** d'aciers faiblement alliés ?
- Les **microstructures martensitiques trempées très dures** améliorent-elles systématiquement le comportement au **frottement** et à l'**usure** d'aciers faiblement alliés ?
- Quelles sont les corrélations entre le **coefficient de frottement**, le **taux d'usure** et la **rugosité** ?
- Est-ce que l'impact identifié de la **microstructure** et/ou de la **macro-dureté** sur le comportement au **frottement** et à l'**usure** est le même pour toutes rugosités et pour tous chargements normaux ?

Pour cela, le **chapitre II** présente la méthodologie mise en place afin de sélectionner des microstructures et des aciers faiblement alliés permettant de répondre aux interrogations ci-dessous. Par conséquent, caractérisés au travers d'une composition chimique, d'une microstructure et d'une macro-dureté, différents échantillons sont générés et présentés dans ce chapitre. Les procédures de génération par traitements thermiques et de caractérisation de ces différents échantillons sont introduites.

Les matériaux retenus sont les aciers 25CD4 et 35NCD16. Ces derniers ont permis de générer différents types de microstructures telles que des microstructures martensitiques trempées, des microstructures martensitiques revenues, des microstructures dual-phase (composées de ferrite et de martensite avec différentes morphologies de colonies de martensite) et une microstructure multi-phase (composée de ferrite, de martensite et de bainite). De plus, pour un même type de microstructure et la même composition chimique, l'effet de la macro-dureté a également été étudié en faisant varier une des caractéristiques microstructurales telle que la fraction volumique d'une des phases présentes ou encore la taille de grains. Ainsi, un large spectre d'échantillons est généré permettant d'étudier différentes configurations pour lesquelles un seul paramètre (parmi la composition chimique, la microstructure et la macro-dureté de l'acier) varie tandis que les autres restent fixes.

Les **chapitres III** et **IV** sont consacrés à la caractérisation expérimentale des comportements au frottement et à l'usure des différents échantillons traités thermiquement pour les deux aciers faiblement alliés 25CD4 et 35NCD16. Ainsi, il a été possible de comparer différents systèmes tribologiques pour lesquelles un seul paramètre (parmi le chargement normal appliqué, la rugosité



initiale, la composition chimique, la macro-dureté et la microstructure de l'acier) varie tandis que les autres restent fixes. Dans ces chapitres, les investigations suivantes sont abordées :

➤ **Effets de la microstructure et/ou de la macro-dureté sur le comportement tribologique**

Les effets de la microstructure et de la macro-dureté sur le taux d'usure et le coefficient de frottement présentent des tendances similaires.

- Pour un même niveau de macro-dureté et pour la même composition chimique, il est montré que les microstructures dual-phase améliorent les comportements au frottement et à l'usure par rapport aux microstructures multiphase, aux microstructures martensitiques trempées et martensitiques revenues. Plus particulièrement, parmi les microstructures dual-phase, le coefficient de frottement et le taux d'usure sont minimisés par les microstructures dual-phase qui présentent des grandes colonies de martensite équiaxe. En revanche, à mesure que la taille des colonies de martensite diminue et que la forme devient fibreuse, les coefficients de frottement et les taux d'usure augmentent. Finalement, pour un même niveau de macro-dureté, il est intéressant de souligner que la microstructure martensitique trempée ne minimise pas le taux d'usure et le coefficient de frottement.
- La diminution du coefficient de frottement et du taux d'usure avec l'augmentation de la macro-dureté est vérifiée uniquement pour un même type de microstructure telles que les microstructures martensitiques trempées et les microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite. En effet, cette relation est mise en évidence suite à la variation d'une caractéristique microstructurale à la fois impactant directement la macro-dureté de l'acier. Ainsi, pour un même système tribologique, la dureté ne permet pas systématiquement de minimiser le coefficient de frottement et le taux d'usure. En effet, la variation simultanée de la composition chimique du matériau et/ou de plusieurs caractéristiques microstructurales ne permet pas de vérifier cet effet de la dureté.

D'une manière générale, les effets de la microstructure et de la macro-dureté sur le comportement au frottement et à l'usure sont mis en évidence pour toutes les rugosités et chargements normaux investigués. Néanmoins, les effets de la microstructure et de la macro-dureté sur le coefficient de frottement s'atténuent à mesure que le chargement normal augmente tandis que ces effets sur le taux d'usure s'atténuent à mesure que le chargement normal diminue.

➤ **Effet de la rugosité sur le comportement tribologique**

Des corrélations entre le coefficient de frottement, le taux d'usure et les mécanismes d'usure sont établies pour tous les échantillons et pour tous les chargements normaux. Comme mentionné dans la littérature, il a été confirmé que les faibles rugosités favorisent les mécanismes d'usure par adhésion tandis que les rugosités élevées favorisent des mécanismes d'usure par abrasion. Ainsi, les travaux réalisés dans le cadre de cette thèse ont également mis en évidence une rugosité optimale intermédiaire qui permet de minimiser le coefficient de frottement. Dans ce cas, on observe une combinaison de mécanismes d'usure par abrasion et par adhésion. Cette rugosité optimale semble dépendre de la microstructure et de la macro-dureté du matériau. En revanche, le taux d'usure est minimisé pour la plus faible rugosité pour tous les échantillons testés. Cette configuration favorise une accentuation des mécanismes d'usure par adhésion et une atténuation des mécanismes d'usure par abrasion. Ainsi, dans le cas d'une prédominance des mécanismes d'usure par abrasion, les effets de la rugosité sur le coefficient de frottement et sur le taux d'usure sont similaires. En effet, à mesure que la rugosité augmente, le coefficient de frottement et le taux d'usure augmentent. En revanche, dans le cas d'une prédominance des mécanismes d'usure par adhésion, la tendance est inversée. En effet, à mesure que la rugosité diminue, le coefficient de frottement augmente tandis que le taux d'usure diminue.

➤ **Impact du chargement normal sur l'effet de la rugosité et de la macro-dureté sur le comportement tribologique**

Les effets du chargement normal sur le taux d'usure et le coefficient de frottement présentent des tendances différentes. En effet, l'augmentation du chargement normal conduit à une diminution du coefficient de frottement mais à une hausse du taux d'usure pour l'ensemble des échantillons générés et pour toutes les tailles de particules abrasives.

Néanmoins, pour un même type de microstructure, il est souligné que :

- cette diminution du coefficient de frottement s'accroît à mesure que la macro-dureté diminue et/ ou que la taille des particules abrasives augmente.
- cette augmentation du taux d'usure s'accroît à mesure que la macro-dureté augmente et/ ou que la tailles des particules abrasives augmente. Plus particulièrement, cette augmentation du taux d'usure est mise en évidence au travers du coefficient d'usure  $K$  traduisant une relation linéaire définie par la loi d'Archard. Ainsi, ces travaux mettent en évidence que le coefficient d'usure  $K$  dépend de la rugosité et de la macro-dureté. Néanmoins, cette relation linéaire est d'autant plus vraie avec l'augmentation de la rugosité s'accompagnant par l'accroissement des mécanismes d'usure par abrasion et par l'atténuation des mécanismes d'usure par adhésion.

Le **chapitre V** est dédié à l'ajustement des modèles d'Axèn *et al.* à partir de données expérimentales obtenues dans les chapitres III et IV. Dans le cas de microstructures dual-phase (composées de ferrite et de martensite), cette approche vise à étudier l'évolution du coefficient de frottement et du taux d'usure spécifique en fonction de la fraction volumique de martensite. De plus, les modèles utilisés présentent deux déclinaisons basées sur différentes distributions de la pression entre les phases. En effet, le premier mode EW (equal wear rates of the phases) suppose que les deux phases présentent les mêmes taux d'usure tandis que le second mode EP (equal pressures on the phases) suppose que les deux phases supportent la même pression de contact. Ces analyses amènent aux conclusions suivantes :

Pour une accentuation des mécanismes d'usure par abrasion avec l'augmentation de la rugosité, les résultats expérimentaux du coefficient de frottement et de la résistance spécifique à l'usure approchent la tendance du mode EP. En revanche, pour une accentuation des mécanismes d'usure par adhésion avec la diminution de la rugosité, les résultats expérimentaux du coefficient de frottement et de la résistance spécifique à l'usure approchent les tendances du mode EW. De plus, avec l'augmentation du chargement normal, le mode EP tend à suivre les résultats expérimentaux. Néanmoins, comparé à la résistance spécifique à l'usure, le coefficient de frottement est moins sensible aux différentes proportions de martensite et de ferrite pour les trois rugosités.

Les **conclusions** de ce travail permettent d'enrichir la littérature sur la contribution de la microstructure et de la rugosité sur le comportement tribologique des aciers faiblement alliés. Ces travaux ont permis notamment de mettre clairement en évidence l'effet de la microstructure sur le comportement tribologique en fixant à la fois la composition chimique et la macro-dureté. Ainsi, à partir des discussions menées dans les travaux présentés, les **perspectives envisageables** sont d'ordre à la fois expérimentale et numérique. En effet, il serait intéressant d'approfondir et/ou d'initier les six axes d'études suivants :

➤ **Effet de la rugosité**

L'existence d'une rugosité optimale pour laquelle le coefficient de frottement est minimisé est mise en évidence. Plus particulièrement, il a été suspecté que cette rugosité optimale dépend de la microstructure et de la macro-dureté. Pour confirmer cette hypothèse, il serait souhaitable de réaliser des essais complémentaires pour un plus large spectre de rugosité avec un plus grand nombre de rugosités intermédiaires. De plus, une analyse des mécanismes d'usure à différents stades de l'essai de frottement permettrait également d'acquérir une meilleure compréhension des phénomènes mis en jeu pour un système tribologique donné.

➤ **Caractérisation des propriétés mécaniques des différentes microstructures**

Pour l'ensemble des échantillons générés, il serait intéressant de caractériser également les propriétés mécaniques [Mokhtar, 1979b] telles que la ténacité [Gahr, 1998]. En effet, la variation du comportement tribologique des échantillons testés pour la même macro-dureté et la même composition chimique pourrait être expliquée par des propriétés mécaniques différentes de ces échantillons.

➤ **Evaluation des dégradations en proche surface**

A partir de coupes réalisées dans le sens travers des échantillons étudiés, la combinaison d'analyses EBSD, d'observations au MEB-FEG ainsi que des essais de nanoindentation en profondeur pourraient permettre d'obtenir des informations quantitatives sur l'impact du contact en proche surface. En effet, ces échantillons pourraient présenter des plasticités différentes traduisant des variations des déformations plastiques et donc potentiellement des comportements tribologiques différents. Plus particulièrement, certaines microstructures sont susceptibles de favoriser un alignement de ses constituants microstructuraux parallèlement à la direction de frottement et donc la formation d'une couche écrouie en surface [Narayanaswamy, 2016b]. Les caractéristiques de cette couche écrouie qui évoluent au cours du temps contribuent probablement à impacter le comportement tribologique du couple de matériaux en contact.

➤ **Réflexions sur le design de microstructures**

La sélection et l'ajustement de traitements thermiques pourraient être poursuivis afin de générer des échantillons avec d'autres caractéristiques microstructurales. En effet, pour d'autres microstructures, il serait intéressant de mettre en évidence la ou les caractéristiques microstructurales optimales pour un type de microstructure donné permettant d'améliorer son comportement tribologique. Puis, après avoir optimisé ces différentes microstructures, il serait intéressant de comparer leur comportement tribologique entre elles. Cette méthodologie permettrait de poursuivre l'établissement de corrélations entre le comportement au frottement et à l'usure avec les caractéristiques microstructurales des aciers faiblement alliés. Avec une meilleure compréhension des caractéristiques microstructurales et de leur impact sur le comportement tribologique, cette réflexion pourrait également être enrichie par une approche de modélisation. De plus, l'identification des mécanismes d'usure pour chaque type de microstructure pourrait permettre d'accroître la fiabilité de cette modélisation.

➤ **Effet de la microstructure et/ou de la macro-dureté sur le frottement et les mécanismes d'usure aux échelles microscopique et nanométrique**

Afin de mieux comprendre les phénomènes multi-échelle et multi-physique de ces présents travaux, une future thèse étendra ces travaux à des échelles plus fines (échelles micrométrique et nanométrique). Pour cela, un nano-indenteur en mode rayure ainsi qu'un Microscope à Force Atomique (AFM) en mode usure [Noël, 2017], [Vencel, 2018] seront utilisés. Ces techniques expérimentales permettront d'assurer un continuum d'échelle de travail meso (échelle supérieure à la microstructure) à nano (échelle inférieure à la microstructure) et de mieux comprendre l'influence de la microstructure sur le frottement et les mécanismes d'usure.

Un suivi des morphologies des surfaces sera effectué par microscopie confocale, interférométrie, électronique et à force atomique à différentes phases et conditions d'usure. Les échantillons seront choisis de manière à intégrer l'influence de la rugosité, de la dureté, de la composition chimique et de l'évolution de la microstructure. Ces essais expérimentaux devraient permettre de valider des modèles de frottement et d'usure à différentes échelles en comparant les approches expérimentales multi-échelle et multi-sollicitation.

# Annexe A : Techniques expérimentales

## 1. Microscopie Electronique à Balayage et instrumentations

### 1.1 Principe des techniques

Basée sur les interactions électrons-matière, la Microscopie Electronique à Balayage permet de générer des images à des agrandissements élevés de la surface de l'échantillon avec une haute résolution. Les images obtenues des caractéristiques morphologiques de la surface des échantillons observées sont obtenues pour des profondeurs de champs plus élevées par rapport à la microscopie optique. Pour cela, le Microscope Electronique à Balayage envoie un faisceau très fin d'électrons, d'un diamètre de quelques nanomètres, sur la surface d'un échantillon. Les micrographies présentées dans ces travaux sont réalisées à l'aide d'un Microscope Electronique à Balayage de type MEB-FEG Zeiss Sigma<sup>TM</sup>. Provenant de l'acronyme anglais de *Field Emission Gun*, le MEB-FEG présente une efficacité supérieure de sa source d'électrons par rapport à celle d'un MEB classique. Par conséquent, ce dernier permet d'effectuer des observations avec une plus grande stabilité et une meilleure brillance.

Cette technique est basée sur les interactions électrons-matière. Le faisceau d'électrons généré en direction de la surface donne lieu à des interactions de différentes natures telles que des électrons secondaires (SE), les électrons rétrodiffusés (BSE) ou encore des rayons X (ou photon X). Des détecteurs adaptés réceptionnent ces précédentes interactions et les convertissent en un signal électrique. Ainsi, à partir de ces différentes interactions, différents examens sont menés :

#### ➤ Observations de la topographie de surface

Les électrons secondaires (SE) sont réceptionnés par le détecteur SE2 afin d'effectuer des observations de la topographie de surface. Pour cela, les émissions d'électrons secondaires (SE) de faible énergie sont arrachées en proche surface de l'échantillon par choc inélastique.

#### ➤ Analyse de diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD)

Les électrons rétrodiffusés (BSE) sont des électrons primaires réémis de forte énergie après collision avec les noyaux des atomes de l'échantillon. Le détecteur des électrons rétrodiffusés est notamment utilisé dans le cadre de la technique **EBSD**, provenant de l'acronyme anglais Electron Back Scattering Diffraction, couplé au MEB. Cette technique permet une caractérisation de la microstructure de l'échantillon investigué au travers de paramètres cristallins tels que des orientations cristallographiques, les désorientations des grains, les joints de grains et la nature des phases, etc.

### ➤ **Analyse dispersive en énergie (EDS)**

Au cours de l'irradiation de la surface par les électrons, les rayons X (ou photons X) sont émis par le retour à l'état fondamental des atomes excités. Provenant de l'acronyme anglais de Energy Dispersive X-ray spectroscopy, la sonde EDS d'analyse dispersive en énergie récupère les photons X qui présentent une énergie caractéristique de l'élément source. Couplé au MEB, cette sonde EDS fonctionne également avec le logiciel IDFix qui analyse de manière quantitative la composition chimique d'un échantillon lors des analyses.

## **1.2 Préparation de surface et instrumentations**

### **1.2.1 Observations de la topographie de surface**

Les observations de la topographie de surface par l'intermédiaire des électrons secondaires (SE) ont deux objectifs :

- Cas n°1 : Observations des dégradations de surfaces des surfaces usées (Chapitre IV),
- Cas n°2 : Observations de la microstructure (Chapitre II).

Dans le cas n°1, il n'y a pas de préparation de surface nécessaire. En revanche dans le cas n°2, les deux étapes successives suivantes sont requises :

#### **a. Obtention d'un aspect de surface miroir :**

Traités thermiquement, les pions en aciers faiblement alliés sont polis de manière à retirer 1 mm de la surface pour atteindre la structure à cœur du matériau. Pour cela, un papier abrasif avec des particules abrasives en SiC avec un grade de 80 est utilisé. Puis, les pions sont enrobés à chaud dans une résine thermodurcissable phénolique conductrice Polyfast. Cette résine assure une bonne retenue des bords de l'échantillon. Afin de réduire la rugosité et éliminer la présence de rayures en surface, les échantillons enrobés sont polis mécaniquement jusqu'à l'aspect de surface miroir en utilisant des papiers abrasifs avec des particules abrasives en SiC de grade croissants (320, 500, 800, 1000, 1200, 2400, 4000). Un aspect final de surface miroir est obtenu par une finition à la pâte diamantée avec une taille de particules de 1µm. Puis, un coton imbibé d'éthanol est utilisé manuellement afin de nettoyer la surface de l'échantillon. Ensuite, une seconde étape de nettoyage pendant 10 minutes dans un bac à ultrasons est réalisée.

#### **b. Révélation de la microstructure :**

Dans le cas des trois microstructures martensitiques trempées (M1, M2 et M3) pour l'acier 25CD4, les anciens grains d'austénite sont attaqués chimiquement avec de l'acide picrique à 5% utilisée à 50°C pendant 45 secondes. En revanche, pour l'ensemble des autres microstructures dans le



cas des aciers 25CD4 et 35NCD16, les échantillons sont attaqués chimiquement avec une solution de Nital 1% pendant 5 à 10s.

Après réalisation de l'attaque chimique, un coton imbibé d'éthanol est utilisé manuellement afin de nettoyer la surface de l'échantillon. Ensuite, une seconde étape de nettoyage pendant 10 minutes dans un bac à ultrasons est réalisé.

### **1.2.2 Analyse de diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD)**

Une analyse par EBSD est réalisée pour la microstructure martensitique trempée m1 de l'acier 35NCD16. Pour cela, la préparation de surface requise pour la technique EBSD commence par une première étape similaire qui requière un aspect de surface miroir comme décrit dans la première partie de la section 1.2.1. Suite à cette première étape, l'échantillon est poli avec une solution de silice colloïdale OPS pendant environ 5 minutes. Cette étape a pour but d'éliminer l'écrouissage de surface généré par le polissage mécanique et également de révéler légèrement la microstructure. Puis, un coton imbibé d'éthanol est utilisé manuellement afin de nettoyer la surface de l'échantillon. Ensuite, une seconde étape de nettoyage pendant 10 minutes dans un bac à ultrasons est réalisé.

A l'aide du MEB-FEG Zeiss Sigma<sup>TM</sup>, une tension de 25 kV et une position de l'échantillon à une distance de 20mm de la source en l'inclinant à 70° sont requis pour la technique d'EBSD. Les logiciels Nordiff, OIM Data Collection et OIM Analysis sont utilisés pour la réalisation de cette analyse. Dans ce manuscrit, une cartographie EBSD de dimension de 70µm X 55µm avec un pas d'acquisition de 0,15µm est présentée à partir des résultats bruts.

### **1.2.3 Analyse dispersive en énergie (EDS)**

Trois analyses par EDS sont réalisées sur trois surfaces usées de papiers abrasifs dans le cadre de la microstructure martensitique trempée M3 de l'acier 25CD4. Dans ces conditions, il n'y a pas de préparations de surface nécessaires.

## **2. Caractérisation de la dureté**

### **2.1 Macro-dureté**

L'essai de macro-dureté réalisé sur un matériau permet de déterminer sa résistance à la pénétration d'un pénétrateur indéformable sur lequel un effort est appliqué. Dans ces travaux, la dureté Vickers est déterminée en appliquant une pointe pyramidale en diamant à base carrée soumise à une charge de 10 kg. La mesure des dimensions de l'empreinte résultante permet ainsi de déterminer la dureté du matériau sollicité. Pour chacun de l'ensemble des échantillons, la dureté est moyennée à

partir de 15 mesures. La préparation de surface réalisée est similaire à l'étape permettant l'obtention d'un aspect de surface miroir décrite dans la première partie de la section 1.2.1 de l'annexe A.

## 2.2 Indentation instrumentée

Initialement utilisée pour étudier les propriétés mécaniques, la nanoindentation permet de caractériser la dureté locale d'un matériau. Pour cela, un nanoindenteur permet d'obtenir une mesure de l'effort appliqué en fonction de son enfoncement à la surface de l'échantillon testé.

Pour ces travaux, un nanoindenteur Agilent G200 muni d'une pointe de type Berkovitch est utilisé pour la caractérisation de la dureté locale des phases martensitiques et ferritiques des microstructures DP1c, DP2b et DP3b. Lors d'une indentation, la mesure de dureté est réalisée au cours de la phase de décharge de la pointe. Pour chaque essai, l'indenteur pénètre d' $1\mu\text{m}$  la surface du pion en acier. Afin d'éviter de fausser les mesures, cette profondeur de pénétration est limitée pour réduire les effets de tailles. Pour les trois échantillons, une grille de  $20 \times 20$  indentations avec un espacement de  $15\mu\text{m}$  entre chaque indentation est réalisée. Pour cela, la dureté mesurée a été extraite pour des valeurs moyennes de profondeurs de pénétration entre 200 et 900 nm.

Avant une mesure de nanoindentation, la préparation de surface réalisée est similaire à l'étape permettant l'obtention d'un aspect de surface miroir décrite dans la première partie de la section 1.2.1 de l'annexe A. De plus, après ces essais, les emplacements des empreintes par rapport aux deux phases sont repérés lors d'observations réalisées par microscopie électronique à balayage.

## Annexe B : Détermination de la fraction volumique de martensite

La fraction volumique d'une phase dans une microstructure tridimensionnelle peut être déterminée à partir d'estimations réalisées sur des micrographies bidimensionnelles obtenues par microscopie optique ou par microscopie électronique à balayage. Pour chacune des 16 microstructures dual-phase composées de ferrite et de martensite présentées dans la section 5 du Chapitre 1, une estimation de la fraction volumique de la martensite est réalisée. Pour cela, au moyen du logiciel de traitement d'image *ImageJ* et pour chaque échantillon, dix micrographies obtenues par microscopie électronique à balayage sont analysées à partir de différents endroits à la surface.

Pour cela, les surfaces des échantillons ont été préparées de manière à obtenir un aspect miroir comme présenté dans la première partie de la section 1.2.1 de l'annexe A. Puis, les surfaces sont attaquées avec une solution de Nital 1% comme expliqué dans la deuxième partie de la section 1.2.1 de l'annexe A. Après ajustement des contrastes entre les deux phases à partir d'une micrographie (Figure B-1(a)), *ImageJ* permet de représenter la martensite en noire et la ferrite en blanc (Figure B-1(b)).

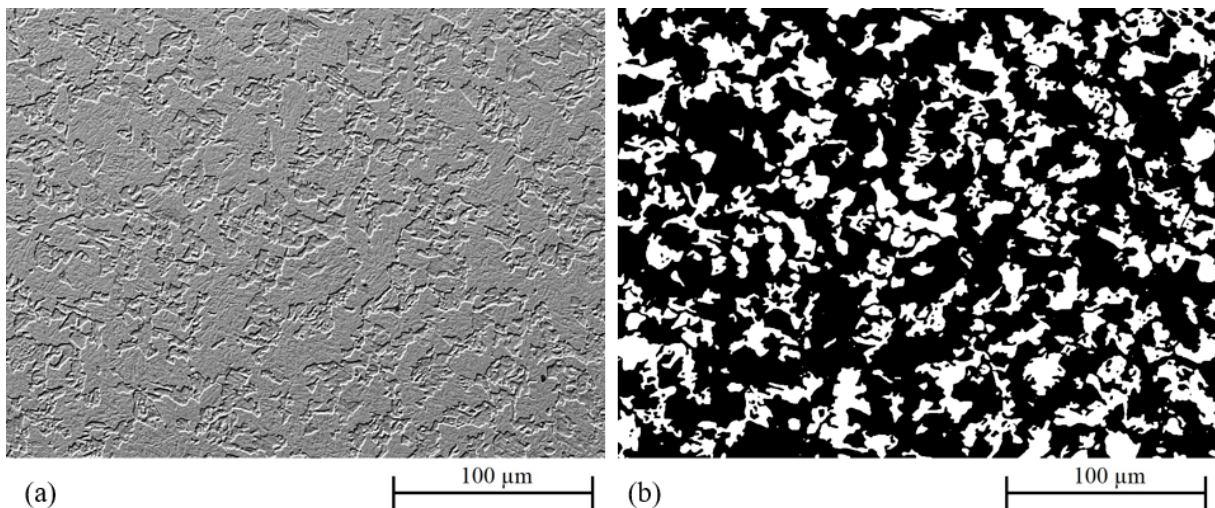
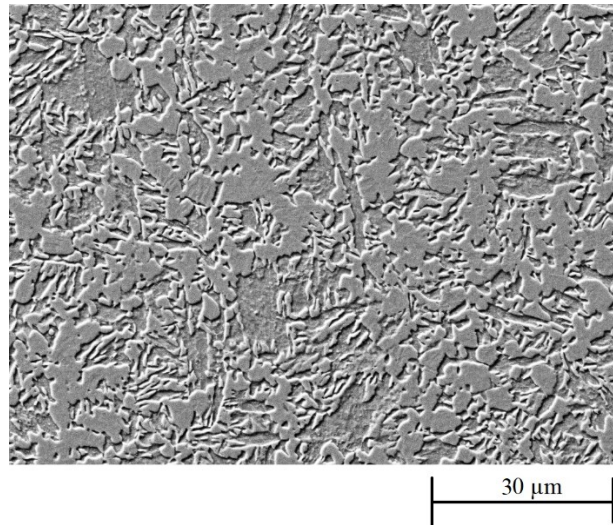


Figure B-1: (a) Micrographie MEB et (b) image traitée par *ImageJ* dans le cadre de la microstructure DP2c

Pour une microstructure dual-phase avec une morphologie de colonies de martensite donnée, les micrographies sont analysées pour le même grandissement. Dans le cas des microstructures dual-phase avec des colonies de martensite équiaxes (DP1 et DP2), les micrographies pour un grandissement similaire à celui de la micrographie de la Figure B-1 sont étudiées. En revanche, dans le cadre de la

microstructure DP3 avec des colonies de martensite très fines et fibreuses, des micrographies pour un grandissement similaire à celle montrée dans la Figure B-2 sont réalisées.



*Figure B-2: Micrographie MEB dans le cadre de la microstructure DP3c*

## Annexe C : Test de l'analyse de la variance

### 1. Principe de la méthode

La méthode statistique de l'analyse de la variance [Variance, 2018] à un facteur est utilisée dans ces travaux de thèse. Pour différents échantillons, cette méthode étudie la dispersion de différentes moyennes autour de la moyenne générale en définissant les deux hypothèses suivantes :

- hypothèse nulle (H0) vraie: les moyennes comparées sont égales,
- hypothèse alternative (H1) vraie: les moyennes comparées ne sont pas égales.

Pour cela, un facteur  $SC_\alpha$  est défini de la manière suivante :

$$SC_\alpha = J \sum_{i=1}^I (\bar{x}_i - \bar{x})^2 \quad (C - 1)$$

ou  $\bar{x}$  correspond à la moyenne générale,  $\bar{x}_i$  correspond à la moyenne du  $i^{\text{ème}}$  échantillon, I correspond au nombre total d'échantillons et J correspond au nombre de mesures pour un échantillon i. Plus particulièrement,  $\bar{x}_i$  et  $\bar{x}$  s'expriment tels que :

$$\bar{x} = \frac{1}{I} \sum_{i=1}^I \bar{x}_i \quad (C - 2)$$

$$\bar{x}_i = \frac{1}{J} \sum_{j=1}^J x_j \quad (C - 3)$$

ou j correspond à la  $j^{\text{ème}}$  valeur de l'échantillon i. De plus, la dispersion des données à l'intérieur de chaque échantillon autour de sa moyenne  $\bar{x}_i$  est indiquée par la variation résiduelle  $SC_R$  définie de la manière suivante :

$$SC_R = \sum_{i=1}^I \left( \sum_{j=1}^J (x_{ij} - \bar{x}_i)^2 \right) \quad (C - 4)$$

Le principe du test indique :

- si  $SC_\alpha < SC_R$  alors l'hypothèse nulle (H0) est vraie,
- si  $SC_\alpha > SC_R$  alors l'hypothèse alternative (H1) est vraie.

Puis, la variance due au facteur  $SC_\alpha$  est défini comme par la suite :

$$S_{\alpha}^2 = \frac{SC_{\alpha}}{I - 1} \quad (C - 5)$$

Enfin, la variance résiduelle s'exprime telle que :

$$S_R^2 = \frac{SC_R}{n - I} \quad (C - 6)$$

ou n correspond au nombre total de mesure pour les différents échantillons.

Si l'hypothèse nulle ( $H_0$ ) est vraie alors :

$$F_{obs} = \frac{S_{\alpha}^2}{S_R^2} \quad (C - 7)$$

Ainsi,  $F_{obs}$  est une variable aléatoire F qui suit une loi de Fisher à  $I - 1$  degré de liberté au numérateur et à  $n - I$  degrés de liberté au dénominateur. Pour cela, le degré de liberté au numérateur et le degré de liberté au dénominateur sont indiqués respectivement  $\nu_1$  et  $\nu_3$ . Ainsi, la loi est intitulée  $F_{\nu_1, \nu_3}$  est décrite par la table dans la Figure C-1.

Pour un seuil donné  $\alpha$  (généralement considéré à 5%), une valeur critique  $c$  est fournie par les tables de Fisher (Figure C-1) telle que  $P_{H_0} [F \leq c] = 1 - \alpha$ . Pour cela :

- Si  $F_{obs} < c$  ( $H_0$ ) est vraie,
- Si  $c \leq F_{obs}$  ( $H_1$ ) est vraie.

Table de Fisher-Snedecor,  $1-\alpha = 0.95$

$v_2$ (dén.)	$v_1$ (numérateur)																			
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	20	30	40	50	60	80	100	200	500	1 000
1	161.45	199.50	215.71	224.58	230.16	233.99	236.77	238.88	240.54	241.88	248.02	250.10	251.14	251.77	252.20	252.72	253.04	253.68	254.06	254.19
2	18.51	19.00	19.16	19.25	19.30	19.33	19.35	19.37	19.38	19.40	19.45	19.46	19.47	19.48	19.48	19.48	19.49	19.49	19.49	19.49
3	10.13	9.55	9.28	9.12	9.01	8.94	8.89	8.85	8.81	8.79	8.66	8.62	8.59	8.58	8.57	8.56	8.55	8.54	8.53	8.53
4	7.71	6.94	6.59	6.39	6.26	6.16	6.09	6.04	6.00	5.96	5.80	5.75	5.72	5.70	5.69	5.67	5.66	5.65	5.64	5.63
5	6.61	5.79	5.41	5.19	5.05	4.95	4.88	4.82	4.77	4.74	4.56	4.50	4.46	4.44	4.43	4.41	4.41	4.39	4.37	4.37
6	5.99	5.14	4.76	4.53	4.39	4.28	4.21	4.15	4.10	4.06	3.87	3.81	3.77	3.75	3.74	3.72	3.71	3.69	3.68	3.67
7	5.59	4.74	4.35	4.12	3.97	3.87	3.79	3.73	3.68	3.64	3.44	3.38	3.34	3.32	3.30	3.29	3.27	3.25	3.24	3.23
8	5.32	4.46	4.07	3.84	3.69	3.58	3.50	3.44	3.39	3.35	3.15	3.08	3.04	3.02	3.01	2.99	2.97	2.95	2.94	2.93
9	5.12	4.26	3.86	3.63	3.48	3.37	3.29	3.23	3.18	3.14	2.94	2.86	2.83	2.80	2.79	2.77	2.76	2.73	2.72	2.71
10	4.96	4.10	3.71	3.48	3.33	3.22	3.14	3.07	3.02	2.98	2.77	2.70	2.66	2.64	2.62	2.60	2.59	2.56	2.55	2.54
20	4.35	3.49	3.10	2.87	2.71	2.60	2.51	2.45	2.39	2.35	2.12	2.04	1.99	1.97	1.95	1.92	1.91	1.88	1.86	1.85
30	4.17	3.32	2.92	2.69	2.53	2.42	2.33	2.27	2.21	2.16	1.93	1.84	1.79	1.76	1.74	1.71	1.70	1.66	1.64	1.63
40	4.08	3.23	2.84	2.61	2.45	2.34	2.25	2.18	2.12	2.08	1.84	1.74	1.69	1.66	1.64	1.61	1.59	1.55	1.53	1.52
50	4.03	3.18	2.79	2.56	2.40	2.29	2.20	2.13	2.07	2.03	1.78	1.69	1.63	1.60	1.58	1.54	1.52	1.48	1.46	1.45
60	4.00	3.15	2.76	2.53	2.37	2.25	2.17	2.10	2.04	1.99	1.75	1.65	1.59	1.56	1.53	1.50	1.48	1.44	1.41	1.40
70	3.98	3.13	2.74	2.50	2.35	2.23	2.14	2.07	2.02	1.97	1.72	1.62	1.57	1.53	1.50	1.47	1.45	1.40	1.37	1.36
80	3.96	3.11	2.72	2.49	2.33	2.21	2.13	2.06	2.00	1.95	1.70	1.60	1.54	1.51	1.48	1.45	1.43	1.38	1.35	1.34
90	3.95	3.10	2.71	2.47	2.32	2.20	2.11	2.04	1.99	1.94	1.69	1.59	1.53	1.49	1.46	1.43	1.41	1.36	1.33	1.31
100	3.94	3.09	2.70	2.46	2.31	2.19	2.10	2.03	1.97	1.93	1.68	1.57	1.52	1.48	1.45	1.41	1.39	1.34	1.31	1.30
200	3.89	3.04	2.65	2.42	2.26	2.14	2.06	1.98	1.93	1.88	1.62	1.52	1.46	1.41	1.39	1.35	1.32	1.26	1.22	1.21
300	3.87	3.03	2.63	2.40	2.24	2.13	2.04	1.97	1.91	1.86	1.61	1.50	1.43	1.39	1.36	1.32	1.30	1.23	1.19	1.17
500	3.86	3.01	2.62	2.39	2.23	2.12	2.03	1.96	1.90	1.85	1.59	1.48	1.42	1.38	1.35	1.30	1.28	1.21	1.16	1.14
1 000	3.85	3.00	2.61	2.38	2.22	2.11	2.02	1.95	1.89	1.84	1.58	1.47	1.41	1.36	1.33	1.29	1.26	1.19	1.13	1.11
2 000	3.85	3.00	2.61	2.38	2.22	2.10	2.01	1.94	1.88	1.84	1.58	1.46	1.40	1.36	1.32	1.28	1.25	1.18	1.12	1.09

Figure C-1: Table de Fisher donnant les valeurs critiques  $c$  [Fisher, 2018]



## 2. Application de la méthode de l'analyse de la variance

Pour différents échantillons, cette méthode est utilisée pour comparer des moyennes de duretés locales au niveau d'une phase, de macro-duretés des échantillons et des fractions volumiques de martensite. Pour chacune des configurations, les résultats de cette méthode sont présentés par la suite :

### 2.1 Cas des microstructures dual-phase :

#### 2.1.1 Comparaison des duretés locales obtenues par nanoindentation

- Comparaison des moyennes de dureté globales pour les trois microstructures indépendamment du positionnement des empreintes au niveau des deux phases

Cette méthode est appliquée aux microstructures DP1b, DP2b et DP3b pour une macro-dureté proche de 410  $H_V$ . Les calculs réalisés pour cette méthode permettant de déterminer  $F_{obs}$  sont présentés dans le Tableau C-1. Pour une loi de Fisher avec un degré de liberté au numérateur de 2, un degré de liberté au dénominateur de 1193 et pour un seuil donné  $\alpha$  de 5%, les tables de Fisher indiquent une valeur critique  $c$  associée à 3,00. Ainsi, étant donné que  $F_{obs}$  est inférieure à  $c$ , le test de l'analyse de la variance confirme que pour ces trois microstructures, la variation de la morphologie des colonies de martensite n'impacte pas la dureté globale du matériau.

Microstructures Dual-Phase	n°1	n°2	n°3	Somme
Nom de l'échantillon	DP1b	DP2b	DP3b	
Nombre d'essais	398	400	398	1196
<b>Moyenne</b>	5.639 ± 1,663	5.476 ± 1,510	5.636 ± 0,721	
$SC_{\alpha i}$	1,223	4,651	1,082	6,956
$SC_R$	1097,123	909,715	207,130	2214,014
$\bar{x}$	5,584			
$S_{\alpha}^2$	3,478			
$S_R^2$	1,856			
$F_{obs}$	1,87			

*Tableau C-1: Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de nanoindentation réalisés pour les trois microstructures dual-phase*

➤ Comparaison des moyennes de dureté locale de la martensite pour les deux microstructures dual-phase n°1 et n°2

Cette méthode est appliquée aux microstructures DP1b et DP2b pour une macro-dureté proche de 410  $H_V$ . Les calculs réalisés pour cette méthode permettant de déterminer  $F_{obs}$  sont présentés dans le Tableau C-2. Dans le cas de la martensite, pour une loi de Fisher avec un degré de liberté au numérateur de 2 et un degré de liberté au dénominateur de 171 et pour un seuil donné  $\alpha$  de 5%, les tables de Fisher indiquent une valeur critique  $c$  associée à 3,075. Ainsi, étant donné que  $F_{obs}$  est inférieure à  $c$ , le test de l'analyse de la variance confirme que pour ces trois microstructures, la variation de la morphologie des colonies de martensite n'impacte pas la dureté locale de la martensite.

Microstructures Dual-Phase	n°1	n°2	Somme
Nom de l'échantillon	DP1b	DP2b	
Nombre d'empreintes dans la <b>martensite</b>	83	90	173
Dureté de la <b>martensite</b> (GPa)	7, 592±1,010	7,375±0,644	
$SC_{\alpha i}$	1,063	0,980	2,043
$SC_R$	83,578	36,888	120,470
$\bar{x}$	7,479		
$S_{\alpha}^2$	2,043		
$S_R^2$	0,704		
$F_{obs}$	2,90		

*Tableau C-2: Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de nanoindentation réalisés au niveau de la martensite pour les deux microstructures dual-phase n°1 et n°2*

➤ Comparaison des moyennes de dureté locale de la ferrite pour les deux microstructures dual-phase n°1 et n°2

Cette méthode est appliquée aux microstructures DP1b et DP2b pour une macro-dureté proche de 410  $H_V$ . Les calculs réalisés pour cette méthode permettant de déterminer  $F_{obs}$  sont présentés dans le Tableau C-3. Dans le cas de la ferrite, pour une loi de Fisher avec un degré de liberté au numérateur de 2 et un degré de liberté au dénominateur de 32 et pour un seuil donné  $\alpha$  de 5%, les tables de Fisher indiquent une valeur critique  $c$  associée à 3,3. Ainsi, étant donné que  $F_{obs}$  est inférieure à  $c$ , le test de l'analyse de la variance confirme que pour ces trois microstructures, la variation de la morphologie des colonies de martensite n'impacte pas la dureté locale de la ferrite.

Microstructures Dual-Phase	Dual-Phase n°1	Dual-Phase n°2	Somme
Nom de l'échantillon	DP1b	DP2b	
Nombre d'empreintes dans la ferrite	17	17	34
Dureté de la ferrite (GPa)	3,26±0,426	3,39±0,713	
$SC_{\alpha i}$	0,0345	0,111	0,145
$SC_R$	2,901	7,022	9,923
$\bar{x}$	3,31		
$S_{\alpha}^2$	0,145		
$S_R^2$	0,310		
$F_{obs}$	0,468		

*Tableau C-3: Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de nanoindentation réalisés au niveau de la ferrite pour les deux microstructures dual-phase n°1 et n°2*

### 2.1.2 Comparaison des macro-duretés

#### ➤ Macro-dureté proche de $310H_V$

Cette méthode est appliquée aux microstructures DP1d, DP2c et DP3c pour une macro-dureté proche de  $310 H_V$ . Les calculs réalisés pour cette méthode permettant de déterminer  $F_{obs}$  sont présentés dans le Tableau C-4. Pour une loi de Fisher avec un degré de liberté au numérateur de 2 et un degré de liberté au dénominateur de 42 et pour un seuil donné  $\alpha$  de 5%, les tables de Fisher indiquent une valeur critique  $c$  associée à 3,23. Ainsi, étant donné que  $F_{obs}$  est inférieure à  $c$ , le test de l'analyse de la variance confirme que pour ces trois microstructures, la variation de la morphologie des colonies de martensite n'impacte pas la macro-dureté de l'acier.

Microstructures Dual-Phase	n°1	n°2	n°3	Somme
Nom de l'échantillon	DP1d	DP2c	DP3c	
Nombre d'essais	15	15	15	45
<b>Moyenne (<math>H_{V10}</math>)</b>	309 ± 12	312 ± 10	313 ± 9	
$SC_{\alpha i}$	66,430	3,022	41,113	110,566
$SC_R$	2088,774	1405,992	1175,718	4670,483
$\bar{x}$	311			
$S_{\alpha}^2$	55,283			
$S_R^2$	111,202			
$F_{obs}$	0,497			

Tableau C-4: Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de macro-dureté réalisés pour trois microstructures dual-phase

➤ **Macro-dureté proche de 410 $H_V$**

Cette méthode est appliquée aux microstructures DP1c, DP2b et DP3b pour une macro-dureté proche de 410  $H_V$ . Les calculs réalisés pour cette méthode permettant de déterminer  $F_{obs}$  sont présentés dans le Tableau C-5.

Microstructures Dual-Phase	n°1	n°2	n°3	Somme
Nom de l'échantillon	DP1c	DP2b	DP3b	
Nombre d'essais	15	15	15	45
<b>Moyenne (<math>H_{V10}</math>)</b>	406 ± 12,4	416 ± 10,0	410 ± 10,2	
$SC_{\alpha i}$	380,688	427,022	1,330	809,040
$SC_R$	2544,077	1828,026	1448,387	5820,491
$\bar{x}$	411			
$S_{\alpha}^2$	404,520			
$S_R^2$	138,583			
$F_{obs}$	2,92			

Tableau C-5: Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de macro-dureté réalisés pour trois microstructures dual-phase

Pour une loi de Fisher avec un degré de liberté au numérateur de 2 et un degré de liberté au dénominateur de 42 et pour un seuil donné  $\alpha$  de 5%, les tables de Fisher indiquent une valeur critique  $c$  associée à 3,23. Ainsi, étant donné que  $F_{obs}$  est inférieure à  $c$ , le test de l'analyse de la variance

confirme que pour ces trois microstructures, la variation de la morphologie des colonies de martensite n’impacte pas la macro-dureté de l’acier.

➤ **Macro-dureté proche de 500H<sub>V</sub>**

Cette méthode est appliquée aux microstructures DP1a, DP2a et DP3a pour une macro-dureté proche de 500 H<sub>V</sub>. Les calculs réalisés pour cette méthode permettant de déterminer  $F_{obs}$  sont présentés dans le Tableau C-6. Pour une loi de Fisher avec un degré de liberté au numérateur de 2 et un degré de liberté au dénominateur de 42 et pour un seuil donné  $\alpha$  de 5%, les tables de Fisher indique une valeur critique  $c$  associée à 3,23. Ainsi, étant donné que  $F_{obs}$  est inférieure à  $c$ , le test de l’analyse de la variance confirme que pour ces trois microstructures, la variation de la morphologie des colonies de martensite n’impacte pas la macro-dureté de l’acier.

Microstructures Dual-Phase	n°1	n°2	n°3	Somme
Nom de l’échantillon	DP1a	DP2a	DP3a	
Nombre d’essais	15	15	15	45
<b>Moyenne (<math>H_{V10}</math>)</b>	495 ± 13,2	503 ± 15,5	503 ± 12,4	
$SC_{\alpha i}$	403,869	99,674	102,269	605,811
$SC_R$	2860,733	3246,691	2136,993	8244,416
$\bar{x}$	500			
$S_{\alpha}^2$	302,906			
$S_R^2$	196,296			
$F_{obs}$	1,54			

*Tableau C-6: Tableau récapitulatif des données calculées pour l’ensemble des essais de macro-dureté réalisés pour trois microstructures dual-phase*

### 2.1.3 Comparaison des fractions volumiques

➤ **Macro-dureté proche de 310H<sub>V</sub>**

Cette méthode est appliquée aux microstructures DP1d, DP2c et DP3c pour une macro-dureté proche de 310 H<sub>V</sub>. Les calculs réalisés pour cette méthode permettant de déterminer  $F_{obs}$  sont présentés dans le Tableau C-7. Pour une loi de Fisher avec un degré de liberté au numérateur de 2 et un degré de liberté au dénominateur de 27 et pour un seuil donné  $\alpha$  de 5%, les tables de Fisher indiquent une valeur critique  $c$  associée à entre 3,49 et 3,23. Ainsi, étant donné que  $F_{obs}$  est inférieure à  $c$ , le test de

l'analyse de la variance confirme que pour ces trois microstructures, la variation de la morphologie des colonies de martensite n'impacte pas la fraction volumique de martensite.

Microstructures Dual-Phase	n°1	n°2	n°3	Somme
Nom de l'échantillon	DP1d	DP2c	DP3c	
Nombre d'essais	10	10	10	30
<b>Moyenne (%)</b>	45,2 ±3,2	44,8 ±4,0	45,2 ±2,3	
$SC_{\alpha i}$	0,206	0,798	0,194	1,198
$SC_R$	88,612	146,661	43,914	279,186
$\bar{x}$	45,100			
$S_{\alpha}^2$	0,599			
$S_R^2$	10,340			
$F_{obs}$	0,0579			

Tableau C-7: Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des estimations de la fraction volumique de martensite pour trois microstructures dual-phase

➤ **Macro-dureté proche de 410H<sub>V</sub>**

Cette méthode est appliquée aux microstructures DP1c, DP2b et DP3b pour une macro-dureté proche de 410 H<sub>V</sub>. Les calculs réalisés pour cette méthode permettant de déterminer  $F_{obs}$  sont présentés dans le Tableau C-8.

Microstructures Dual-Phase	n°1	n°2	n°3	Somme
Nom de l'échantillon	DP1c	DP2b	DP3b	
Nombre d'essais	10	10	10	30
<b>Moyenne (%)</b>	67,3 ± 2,5	68,6 ± 3,3	65,3 ± 3,1	
$SC_{\alpha i}$	0,394	23,714	30,223	54,331
$SC_R$	52,360	111,514	106,855	270,729
$\bar{x}$	67,070			
$S_{\alpha}^2$	27,165			
$S_R^2$	10,027			
$F_{obs}$	2,71			

Tableau C-8: Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des estimations de la fraction volumique de martensite pour trois microstructures dual-phase

Pour une loi de Fisher avec un degré de liberté au numérateur de 2 et un degré de liberté au dénominateur de 27 et pour un seuil donné  $\alpha$  de 5%, les tables de Fisher indiquent une valeur critique  $c$  associée à entre 3,49 et 3,23. Ainsi, étant donné que  $F_{obs}$  est inférieure à  $c$ , le test de l’analyse de la variance confirme que pour ces trois microstructures, la variation de la morphologie des colonies de martensite n’impacte pas la fraction volumique de martensite.

➤ **Macro-dureté proche de 500 $H_V$**

Cette méthode est appliquée aux microstructures DP1a, DP2a et DP3a pour une macro-dureté proche de 500  $H_V$ . Les calculs réalisés pour cette méthode permettant de déterminer  $F_{obs}$  sont présentés dans le Tableau C-9. Pour une loi de Fisher avec un degré de liberté au numérateur de 2 et un degré de liberté au dénominateur de 27 et pour un seuil donné  $\alpha$  de 5%, les tables de Fisher indiquent une valeur critique  $c$  associée à entre 3,49 et 3,23. Ainsi, étant donné que  $F_{obs}$  est inférieure à  $c$ , le test de l’analyse de la variance confirme que pour ces trois microstructures, la variation de la morphologie des colonies de martensite n’impacte pas la fraction volumique de martensite.

Microstructures Dual-Phase	n°1	n°2	n°3	Somme
Nom de l’échantillon	DP1a	DP2a	DP3a	
Nombre d’essais	10	10	10	30
<b>Moyenne (%)</b>	78,5 ± 6,0	82,3 ± 2,8	81,4 ± 3,7	
$SC_{\alpha i}$	50,169	25,162	4,271	79,602
$SC_R$	334,689	87,501	113,291	535,481
$\bar{x}$	80,773			
$S_{\alpha}^2$	39,801			
$S_R^2$	19,833			
$F_{obs}$	2,01			

*Tableau C-9: Tableau récapitulatif des données calculées pour l’ensemble des estimations de la fraction volumique de martensite pour trois microstructures dual-phase*

## 2.2 Comparaison des macro-duretés pour les cinq microstructures

➤ **Macro-dureté proche de 310 $H_V$**

Cette méthode est appliquée aux microstructures DP1d, DP2c, DP3c, R3 et MP pour une macro-dureté proche de 310  $H_V$ . Les calculs réalisés pour cette méthode permettant de déterminer  $F_{obs}$  sont présentés dans le Tableau C-10. Pour une loi de Fisher avec un degré de liberté au numérateur de 4 et



un degré de liberté au dénominateur de 70 et pour un seuil donné  $\alpha$  de 5%, les tables de Fisher indiquent une valeur critique  $c$  associée à 2,5. Ainsi, étant donné que  $F_{obs}$  est inférieure à  $c$ , le test de l'analyse de la variance confirme que la variation de la microstructure n'impacte pas la macro-dureté.

Microstructures	DP1d	DP2c	DP3c	R3	MP	Somme
Nombre d'essais	15	15	15	15	15	75
<b>Moyenne (<math>H_{V10}</math>)</b>	$309 \pm 12$	$312 \pm 10$	$313 \pm 9$	$304 \pm 14$	$312 \pm 12$	
$SC_{ai}$	66,430	3,022	41,113	691,788	1,826	804,179
$SC_R$	2088,774	1405,992	1175,717	3233,741	1886,055	9790,279
$\bar{x}$	311,224					
$S_\alpha^2$	201,045					
$S_R^2$	139,861					
$F_{obs}$	1,44					

*Tableau C-10: Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de macro-dureté réalisés pour cinq microstructures*

➤ **Macro-dureté proche de  $410H_V$**

Cette méthode est appliquée aux microstructures DP1c, DP2bc, DP3b, R2 et M3 pour une macro-dureté proche de  $410 H_V$ . Les calculs réalisés pour cette méthode permettant de déterminer  $F_{obs}$  sont présentés dans le Tableau C-11.

Microstructures	DP1c	DP2b	DP3b	R2	M3	Somme
Nombre d'essais	15	15	15	15	15	75
<b>Moyenne (<math>H_{V10}</math>)</b>	$406 \pm 11$	$416 \pm 9$	$410 \pm 10$	$409 \pm 13$	$409 \pm 13$	
$SC_{ai}$	263,928	572,639	4,461	28,621	19,769	889,418
$SC_R$	2427,318	1973,643	1451,518	2092,305	2092,305	10037,089
$\bar{x}$	409,901					
$S_\alpha^2$	222,354					
$S_R^2$	143,387					
$F_{obs}$	1,55					

*Tableau C-11: Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de macro-dureté réalisés pour cinq microstructures*

Pour une loi de Fisher avec un degré de liberté au numérateur de 4 et un degré de liberté au dénominateur de 70 et pour un seuil donné  $\alpha$  de 5%, les tables de Fisher indiquent une valeur critique  $c$  associée à 2,5. Ainsi, étant donné que  $F_{obs}$  est inférieure à  $c$ , le test de l’analyse de la variance confirme que la variation de la microstructure n’impacte pas la macro-dureté.

➤ **Macro-dureté proche de  $500H_V$**

Cette méthode est appliquée aux microstructures DP1a, DP2a, DP3a, R1 et M2 pour une macro-dureté proche de  $500 H_V$ . Les calculs réalisés pour cette méthode permettant de déterminer  $F_{obs}$  sont présentés dans le Tableau C-12. Pour une loi de Fisher avec un degré de liberté au numérateur de 4 et un degré de liberté au dénominateur de 70 et pour un seuil donné  $\alpha$  de 5%, les tables de Fisher indiquent une valeur critique  $c$  associée à 2,5. Ainsi, étant donné que  $F_{obs}$  est inférieure à  $c$ , le test de l’analyse de la variance confirme que la variation de la microstructure n’impacte pas la macro-dureté.

Microstructures	DP1a	DP2a	DP3a	R1	M2	Somme
Nombre d’essais	15	15	15	15	15	75
<b>Moyenne (<math>H_{V10}</math>)</b>	495 ± 13	503 ± 16	503 ± 12	505 ± 7	505 ± 7	
$SC_{\alpha i}$	403,869	99,674	102,269	329,160	261,807	1196,779
$SC_R$	2860,732	3246,691	2136,992	929,038	882,405	10055,859
$\bar{x}$	500,469					
$S_{\alpha}^2$	299,195					
$S_R^2$	251,396					
$F_{obs}$	1,19					

*Tableau C-12: Tableau récapitulatif des données calculées pour l’ensemble des essais de macro-dureté réalisés pour cinq microstructures*

## Annexe D : Impact de la microstructure et de la rugosité sur le comportement au frottement

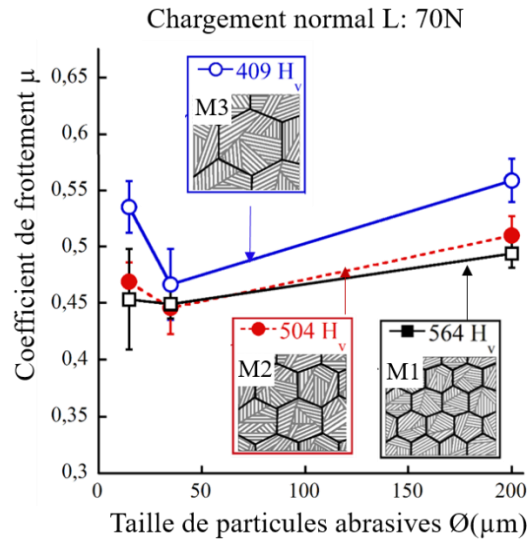


Figure D-1: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\text{Ø}$  pour un chargement normal L de 70N dans le cas de microstructures martensitiques trempées

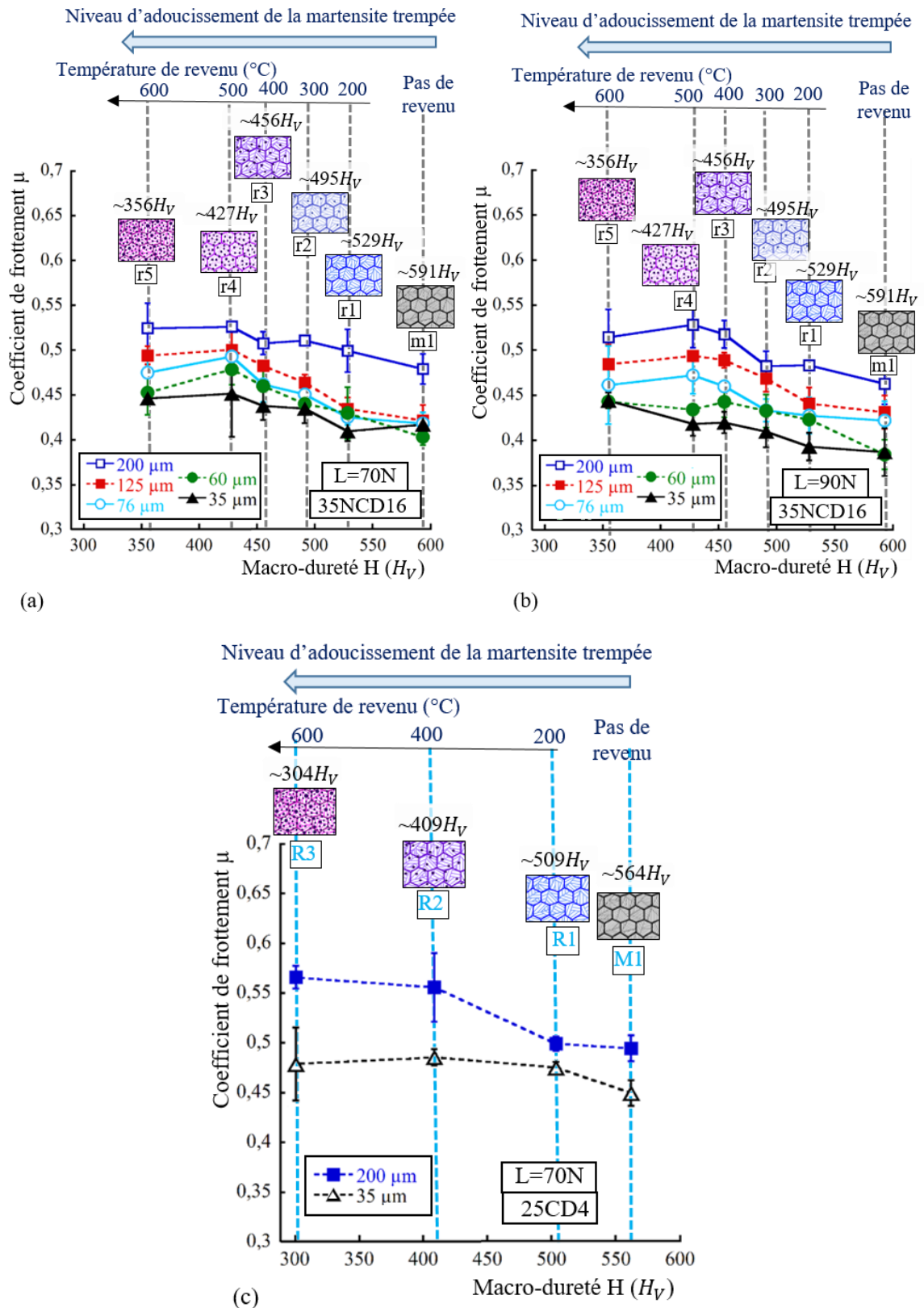


Figure D-2: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la macro-dureté  $H$  dans le cas de (a et b) l'acier 35NCD16 et de (c) l'acier 25CD4 pour des chargements normaux  $L$  de (a et c) 70N et de (b) 90N

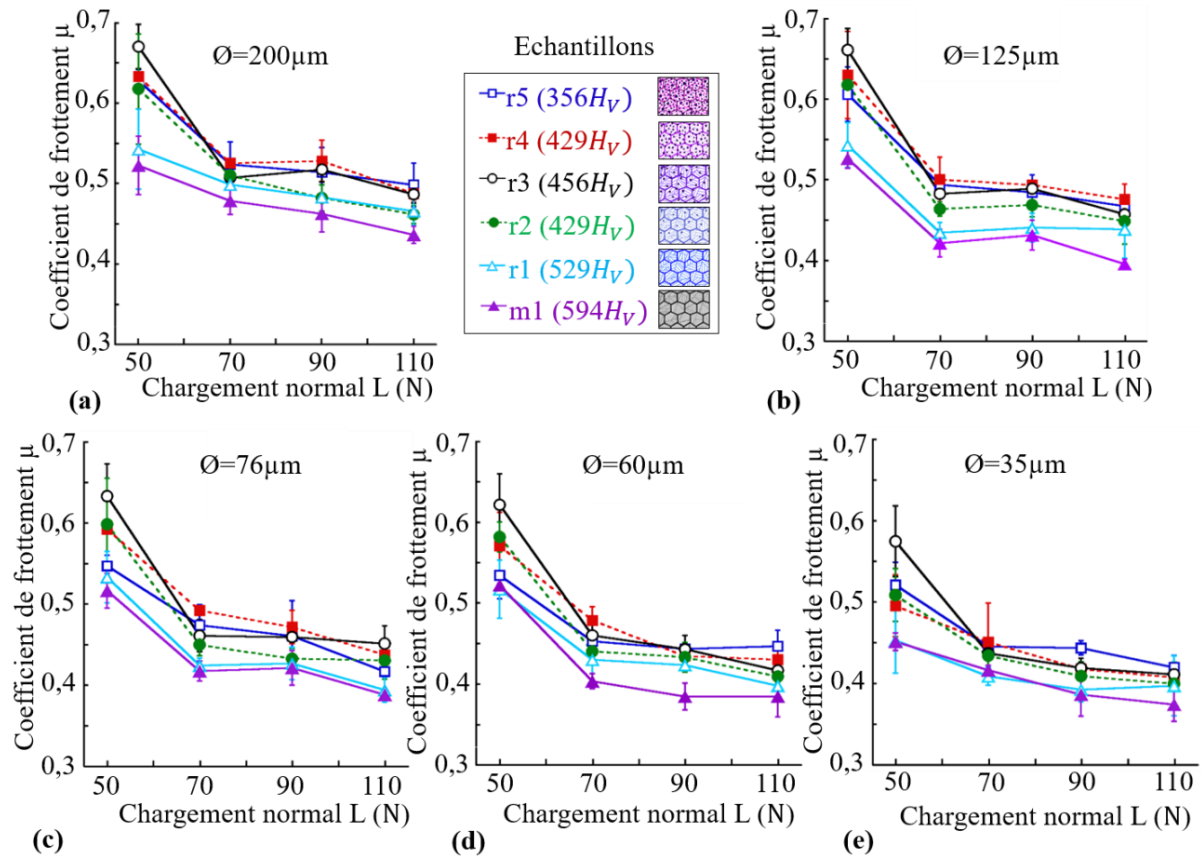


Figure D-3: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction du chargement normal  $L$  pour différentes tailles de particules abrasives  $\varnothing$  de (a) 200  $\mu\text{m}$ , (b) 125  $\mu\text{m}$ , (c) 76  $\mu\text{m}$ , (d) 60  $\mu\text{m}$  et (e) 35  $\mu\text{m}$  dans le cas de l'acier 35NCD16

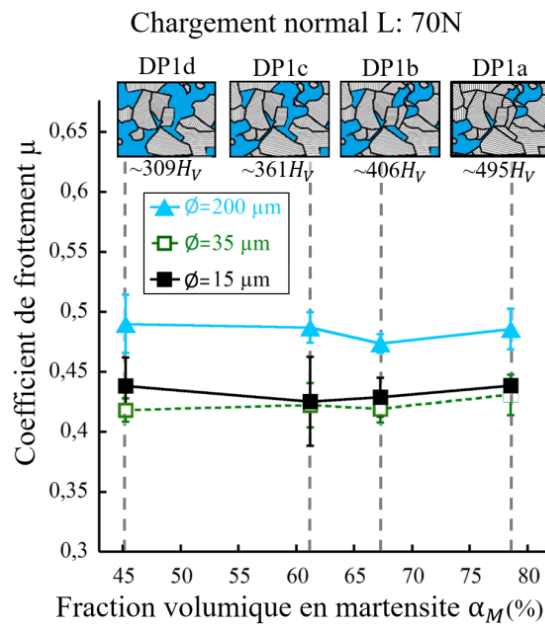


Figure D-4: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la fraction volumique de martensite  $\alpha_M$  pour des microstructures de type dual-phase DP1, pour trois tailles de particules abrasives  $\varnothing$  et pour un chargement normal  $L$  de 70N

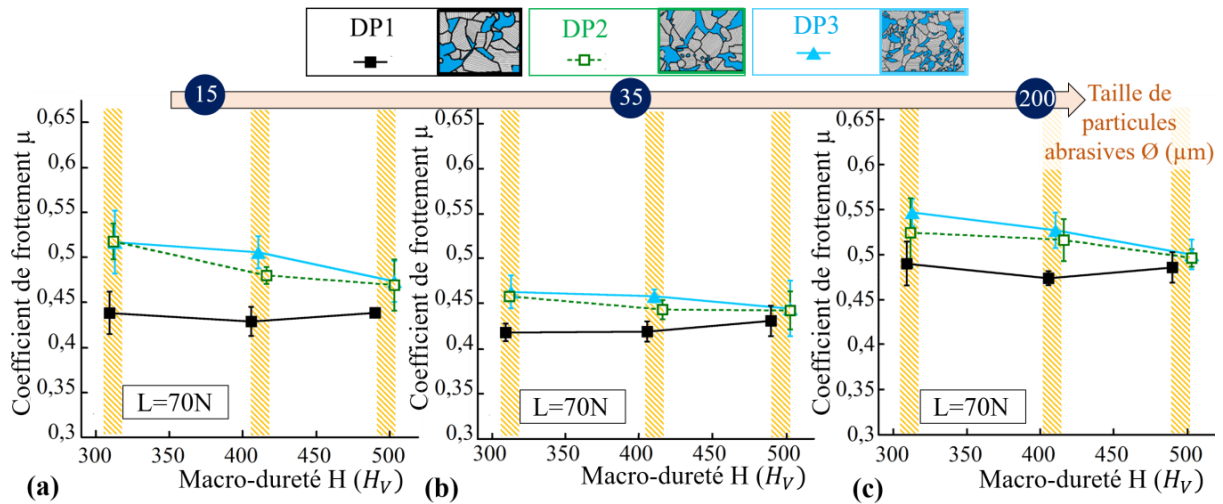


Figure D-5: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 70N, pour les trois microstructures DP1, DP2 et DP3 et pour des tailles de de particules abrasives  $\varnothing$  (a) 15  $\mu m$ , (b) 35  $\mu m$  et (c) 200  $\mu m$

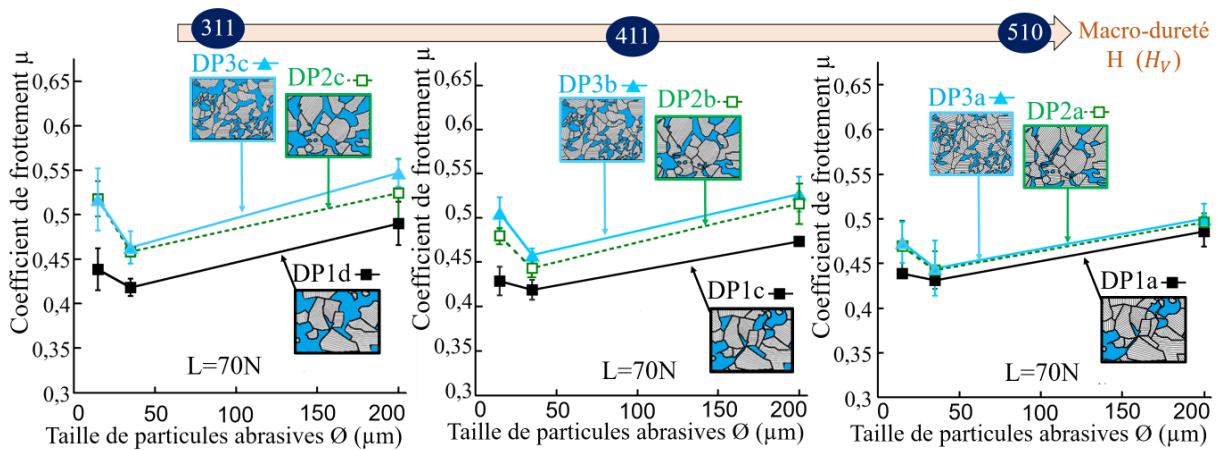


Figure D-6: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\varnothing$  pour un chargement normal  $L$  de 70N et pour les trois microstructures DP1, DP2 et DP3 avec des macro-duretés de (a) 311 $H_V$  (b) 411 $H_V$  et (c) 500 $H_V$

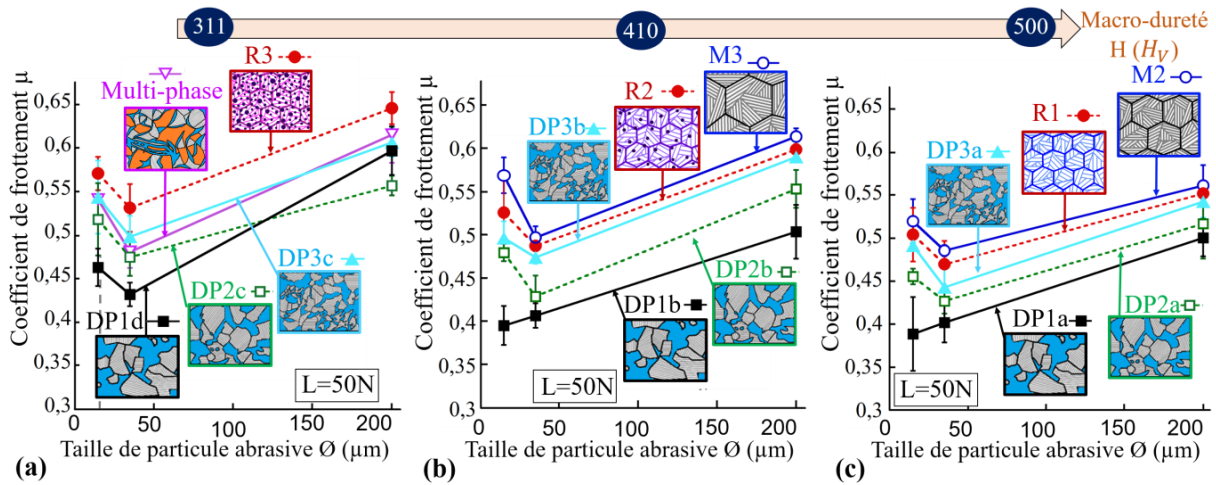


Figure D-7: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\varnothing$  pour un chargement normal  $L$  de 50N et pour différentes microstructures avec des macro-duretés de (a) 311 $H_V$ , (b) 410 $H_V$  et (c) 500 $H_V$

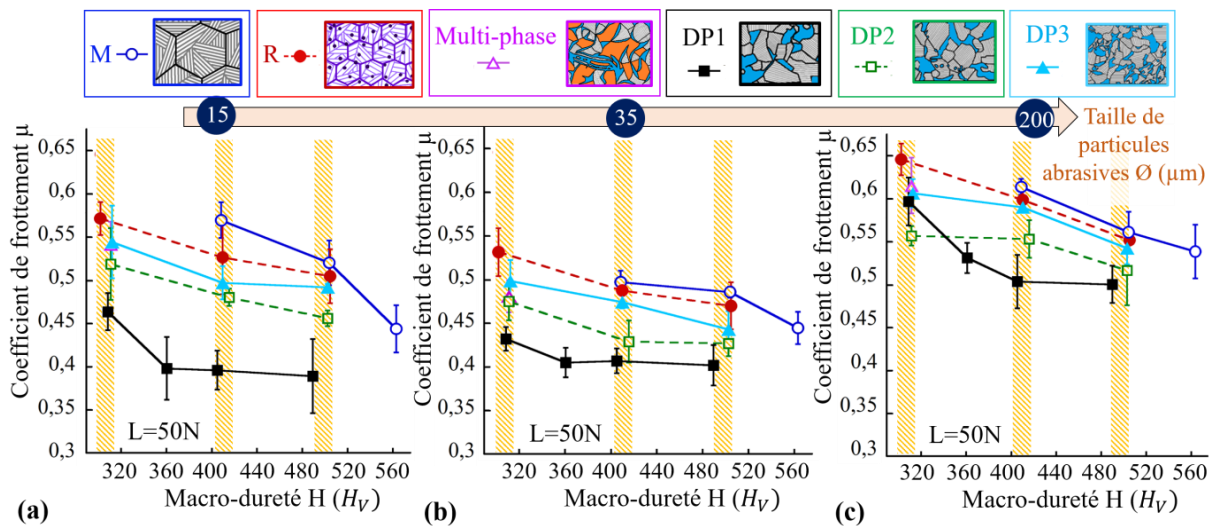


Figure D-8: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 70N, pour différentes microstructures et pour des tailles de de particules abrasives  $\varnothing$  (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$



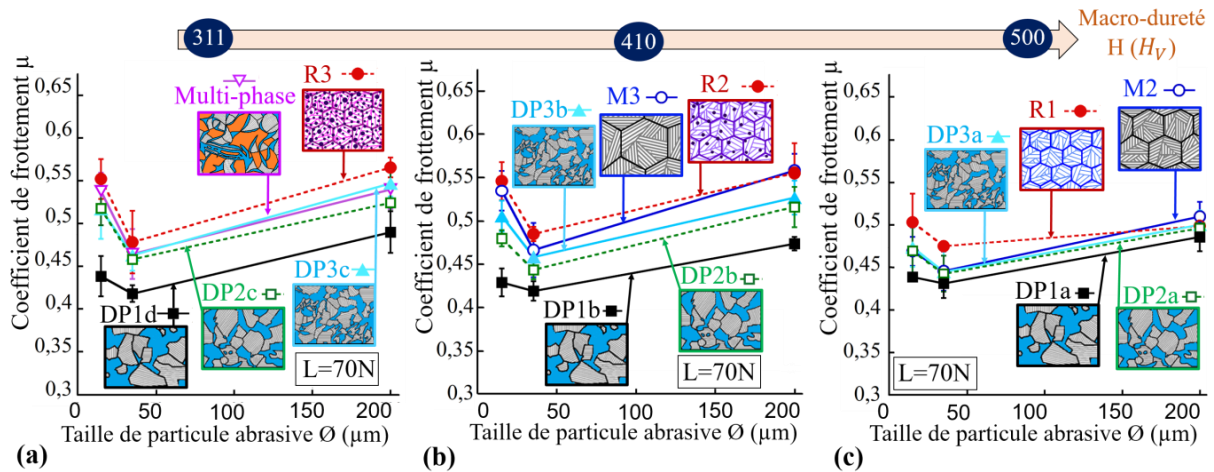


Figure D-9: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\varnothing$  pour un chargement normal  $L$  de 70N et pour différentes microstructures avec des macro-duretés de (a) 311 $H_V$ , (b) 410 $H_V$  et (c) 500 $H_V$

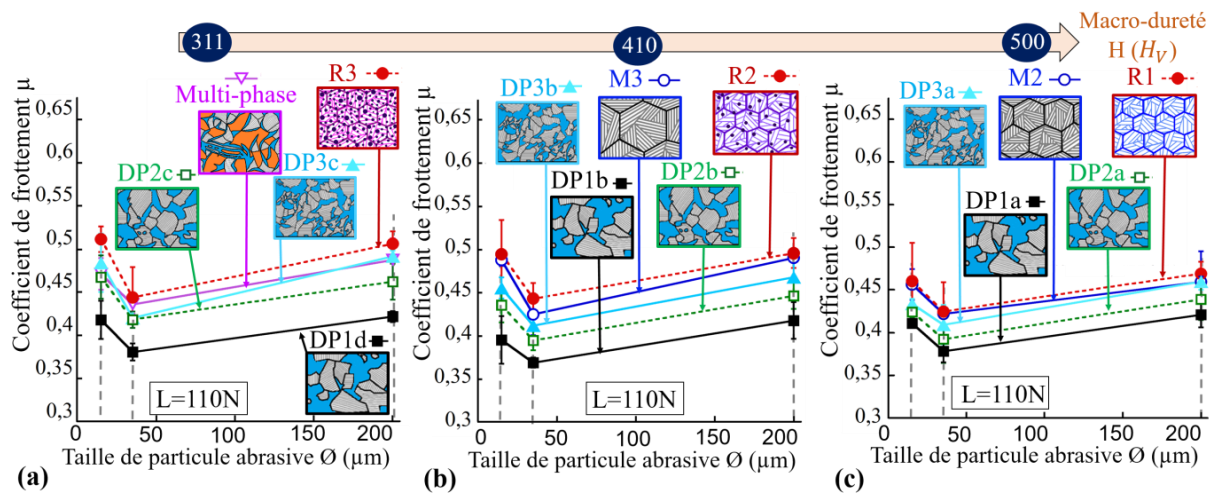


Figure D-10: Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\varnothing$  pour un chargement normal  $L$  de 110N et pour différentes microstructures avec des macro-duretés de (a) 311 $H_V$ , (b) 410 $H_V$  et (c) 500 $H_V$

## Annexe E : Impact de la microstructure et de la rugosité sur le comportement à l'usure

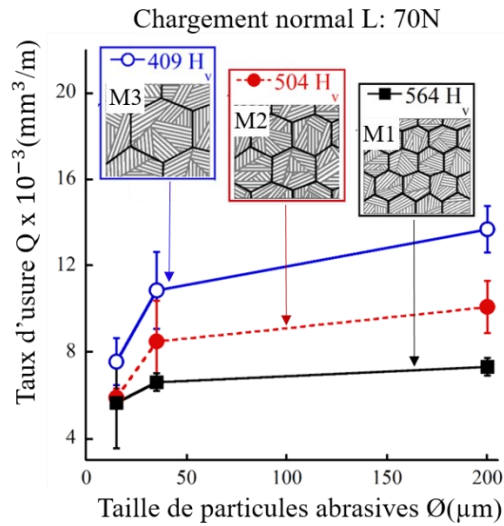


Figure E-1: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\varnothing$  pour un chargement normale  $L$  de 70N dans le cas de microstructures martensitiques trempées

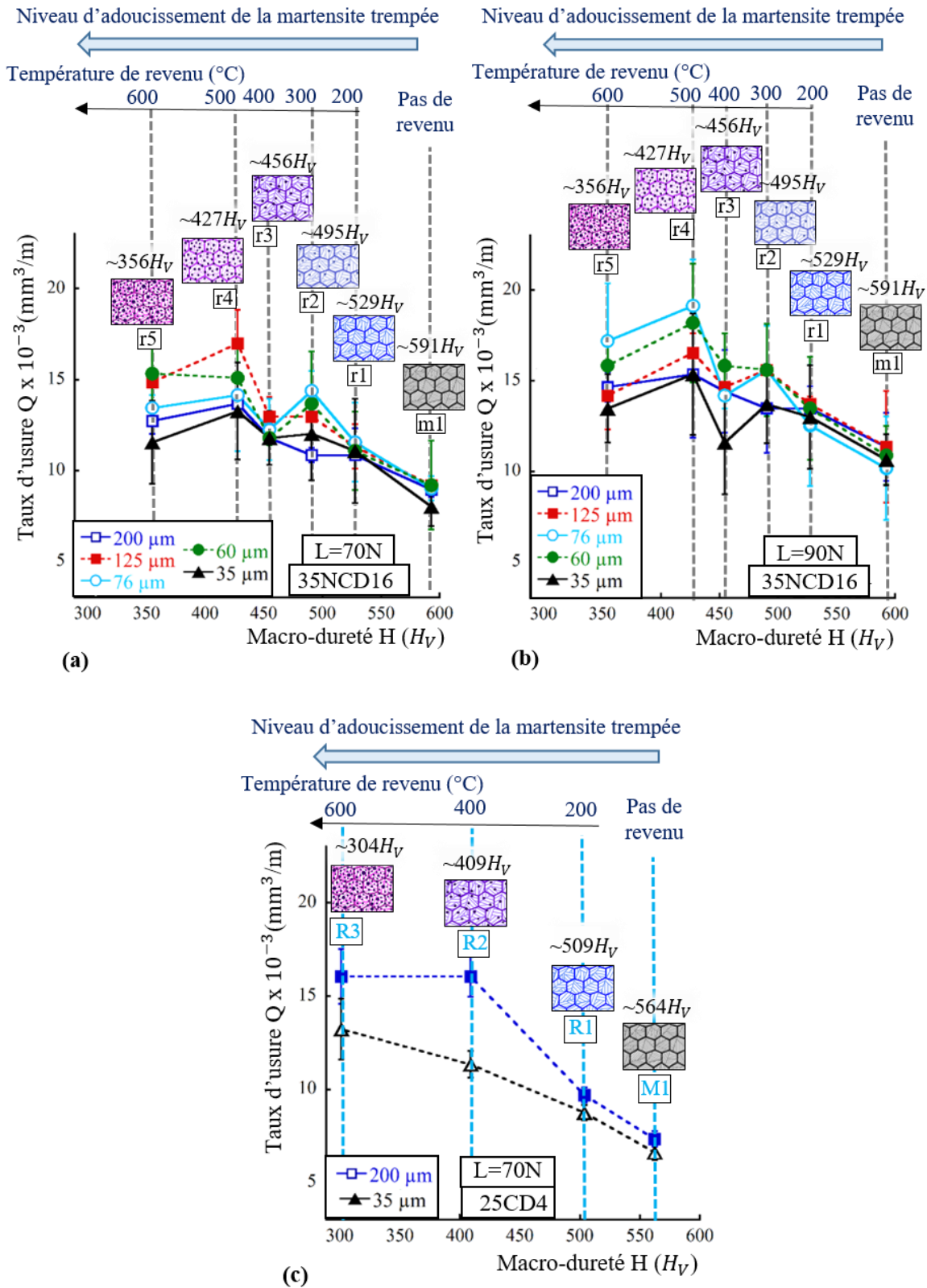


Figure E-2: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$  dans le cas de (a et b) l'acier 35NCD16 et de l'acier (c) 25CD4 pour des chargements normaux de (a et c) 70N et (b) 90N et pour deux tailles de particules abrasives  $\emptyset$



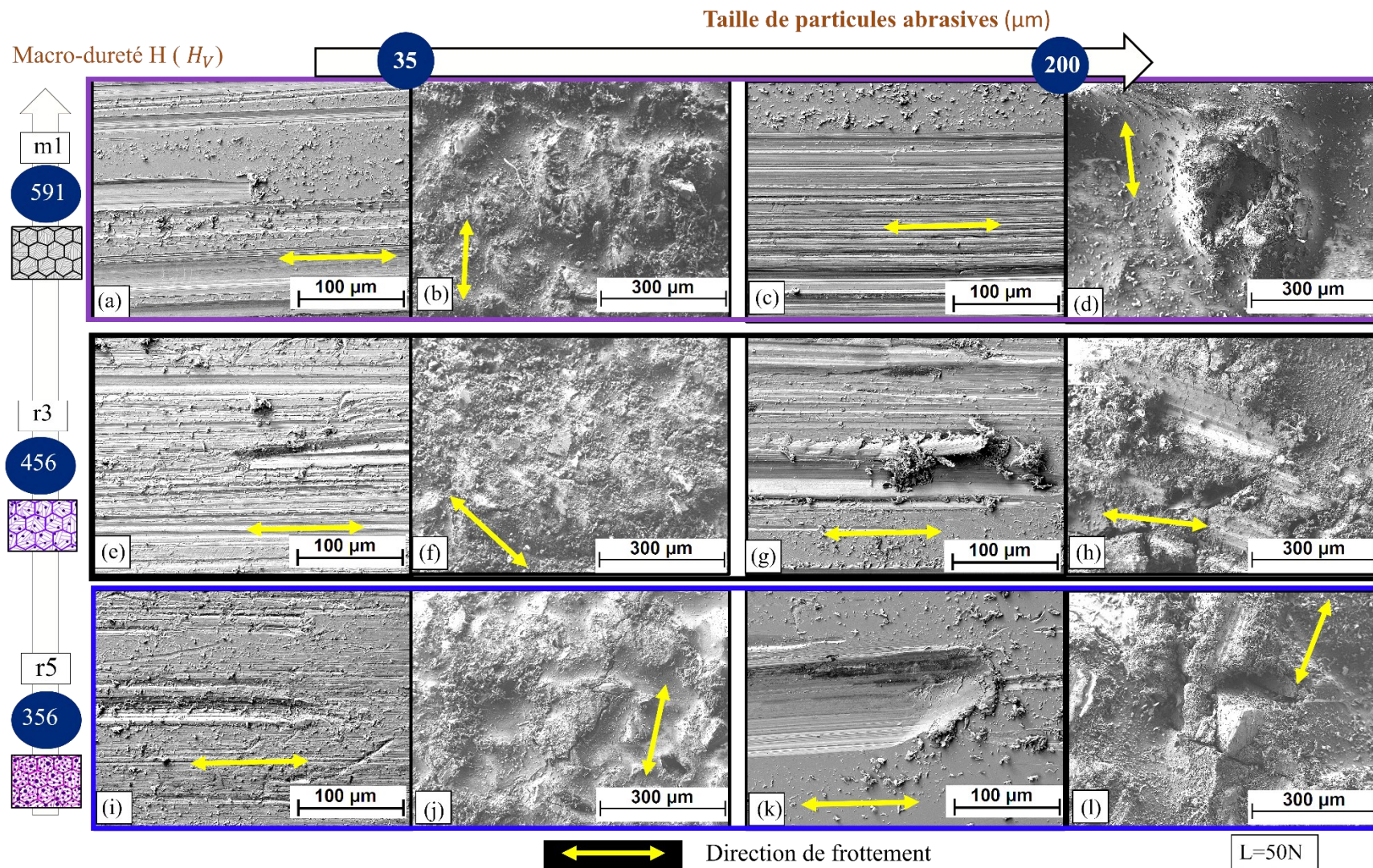


Figure E-3 : Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des (a, c, e, g, i et k) pions et des (b, d, f, h, j et l) papiers abrasifs pour les microstructures (a-d) m1, (e-h) r3 et (i-l) r5 dans le cas de l’acier 35NCD16 et pour deux tailles de particules abrasives



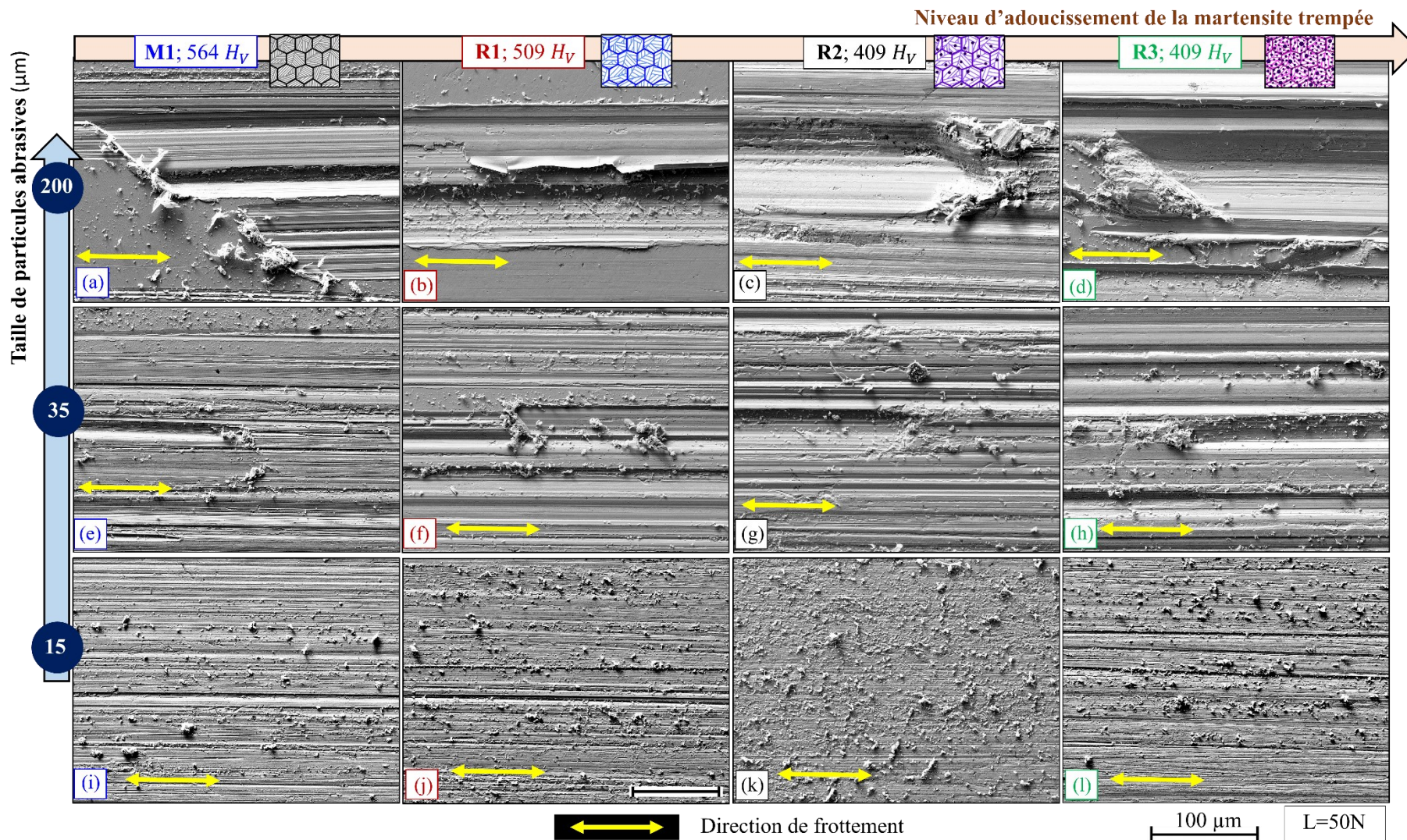


Figure E-4: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions pour les microstructures (a, e et i) M1, (b, f et j) R1, (c, g et k) R2 et (d, h et l) R3 dans le cas de l'acier 25CD4 et pour les trois tailles de particules  $\emptyset$



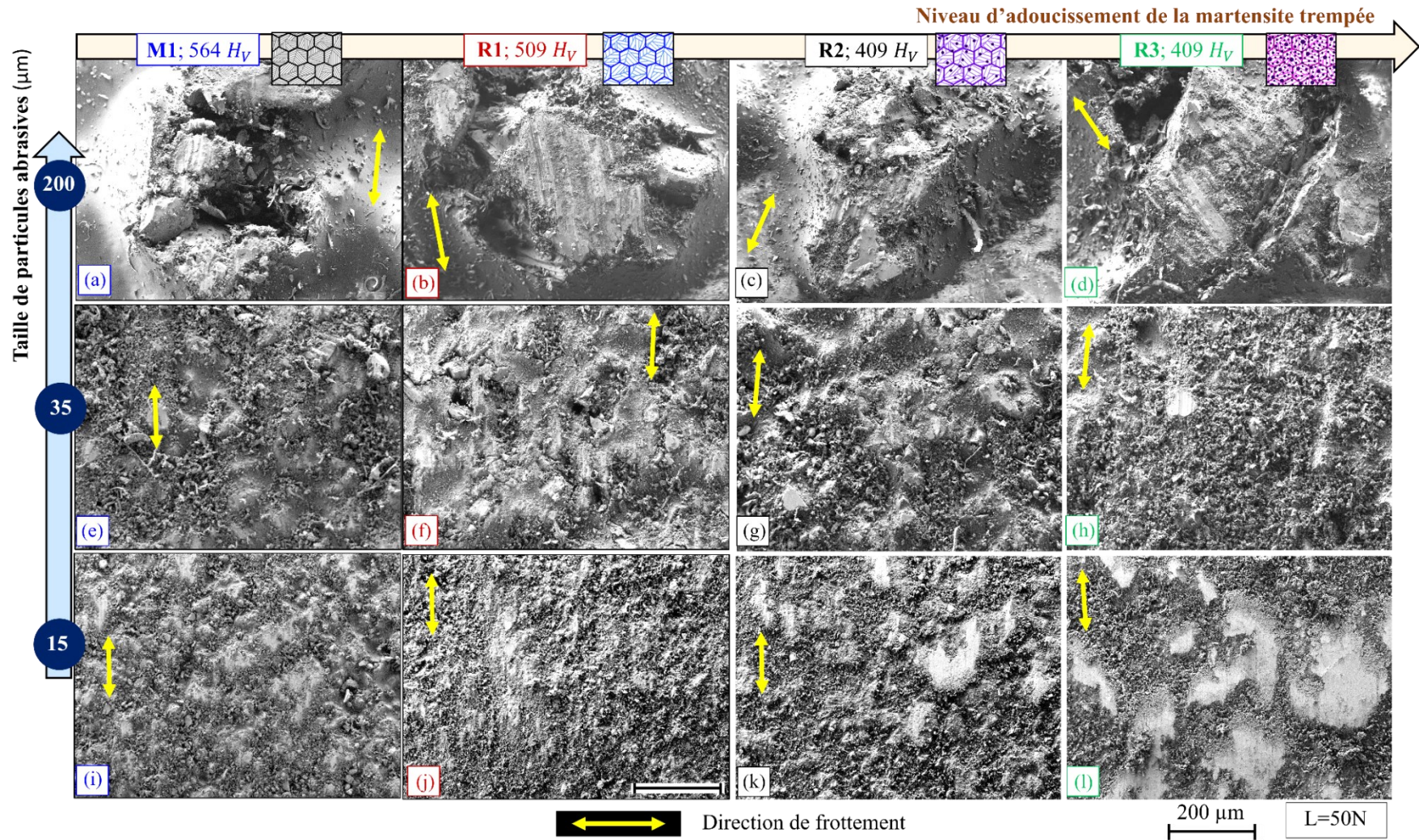


Figure E-5: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des papiers abrasifs pour les microstructures (a, e et i) M1, (b, f et j) R1, (c, g et k) R2 et (d, h et l) R3 dans le cas de l'acier 25CD4 et pour les trois tailles de particules  $\emptyset$

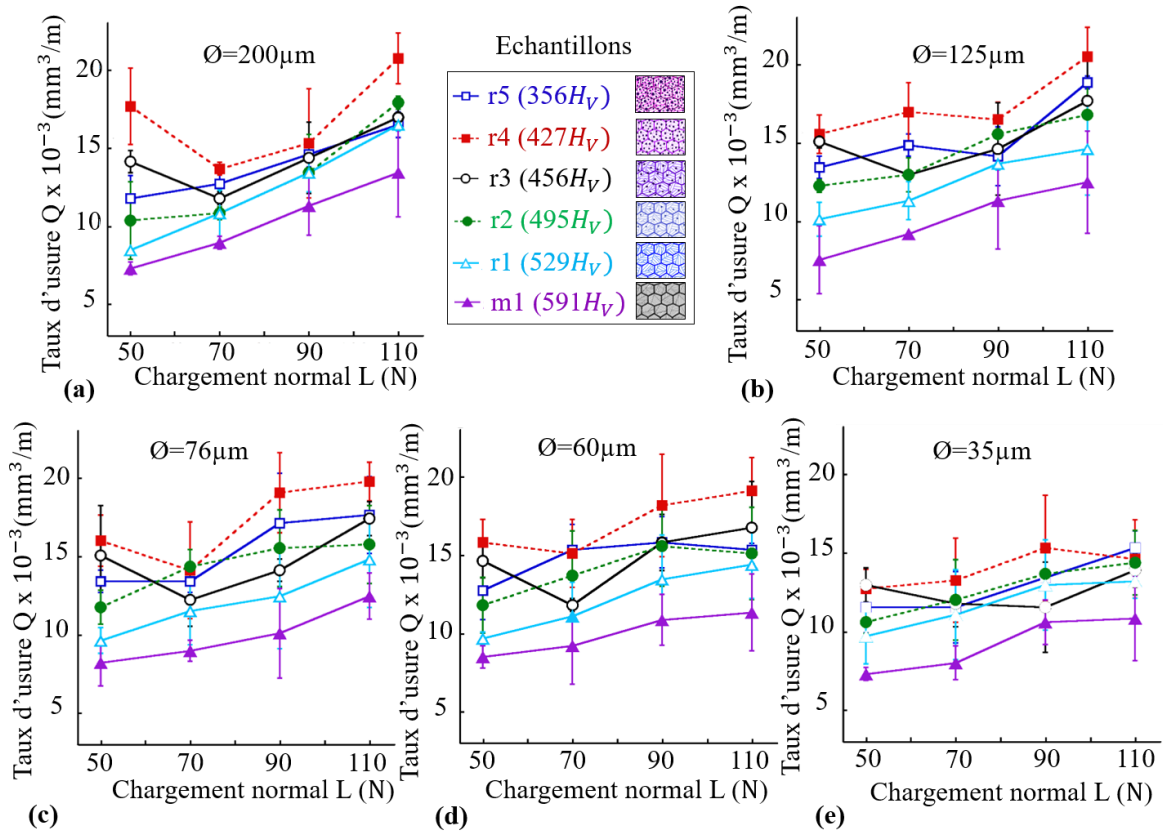


Figure E-6: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction du chargement normal  $L$  pour différentes tailles de particules abrasives  $\varnothing$  de (a)  $200\mu\text{m}$ , (b)  $125\mu\text{m}$ , (c)  $76\mu\text{m}$ , (d)  $60\mu\text{m}$  et (e)  $35\mu\text{m}$  dans le cas de l'acier 35NCD16

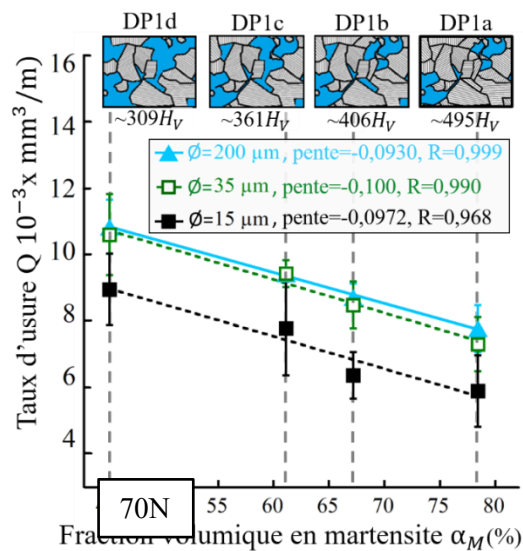


Figure E-7: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la fraction volumique de martensite  $\alpha_M$  pour des microstructures de type dual-phase DPI pour trois tailles de particules abrasives  $\varnothing$  et pour un chargement normal  $L$  de 70N



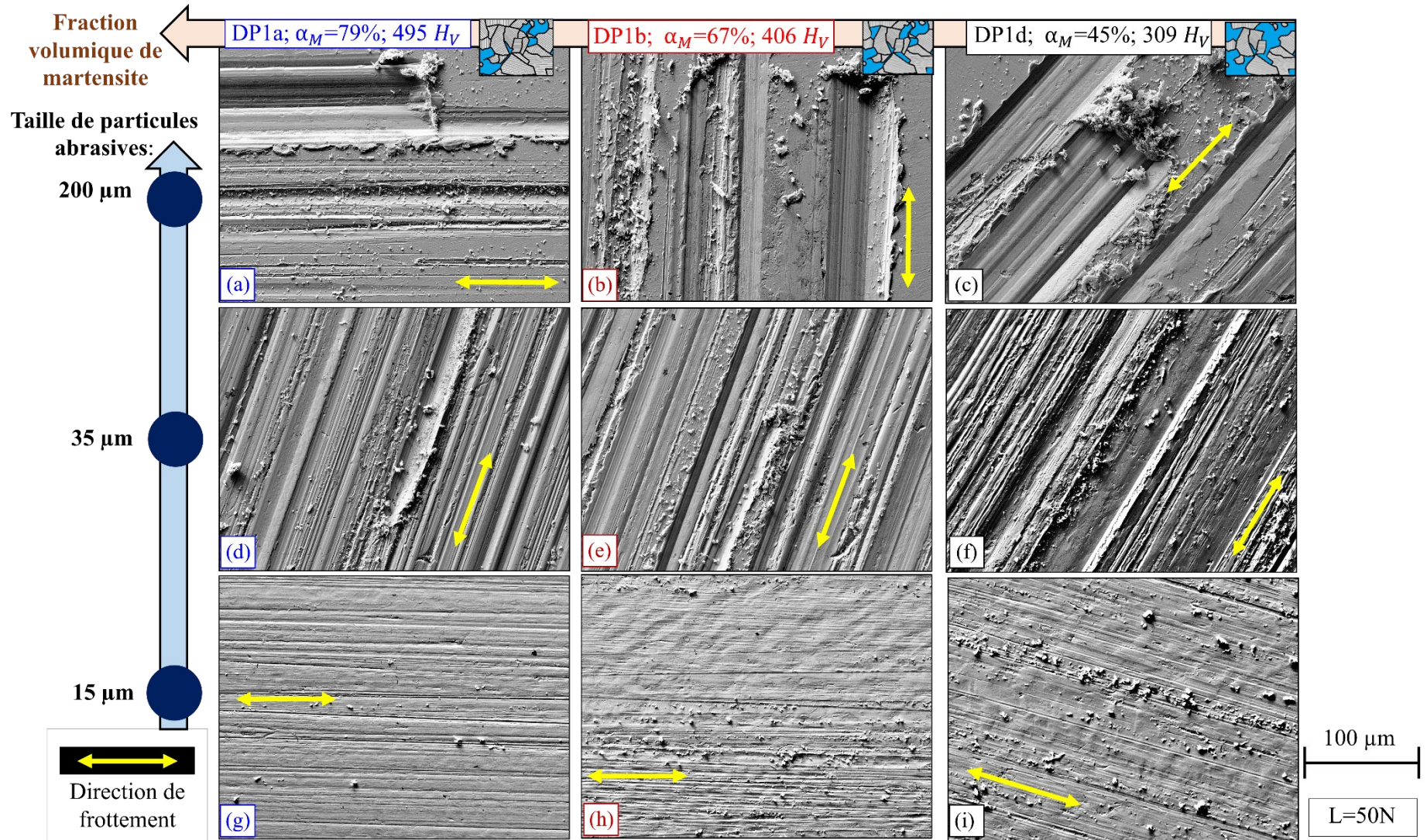


Figure E-8: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions pour les microstructures dual-phase DPI pour différentes fractions volumiques de martensite associées aux échantillons (a, d et g) DP1a, (b, e et g) DP1b et (c, f et h) DP1d pour les trois tailles de particules abrasives  $\varnothing$  et pour un chargement normal de 50N



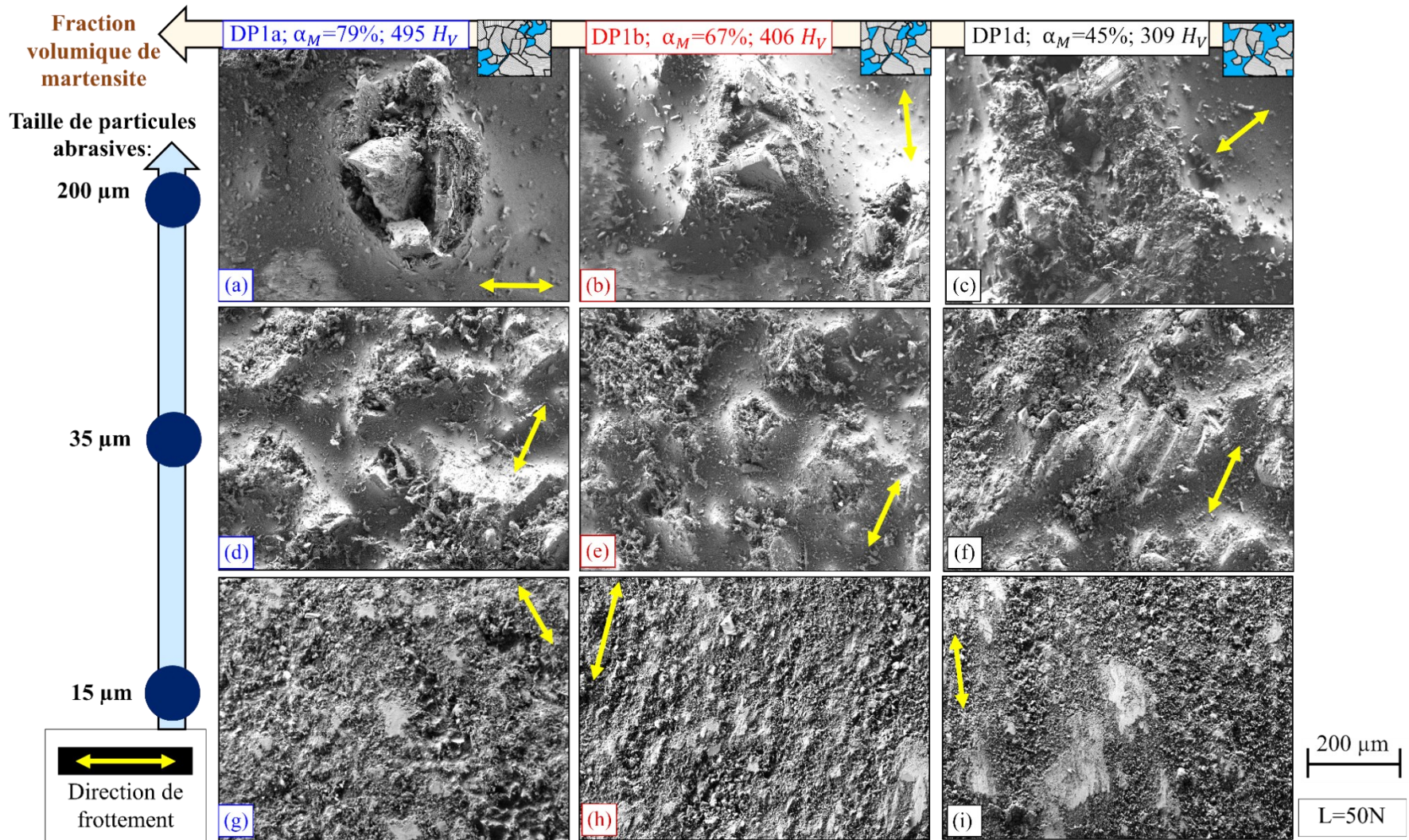


Figure E-9: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des papiers abrasifs pour les microstructures dual-phase DP1 pour différentes fractions volumiques de martensite associées aux échantillons (a, d et g) DP1a, (b, e et g) DP1b et (c, f et h) DP1d pour les trois tailles de particules  $\varnothing$  pour un chargement normal de 50N



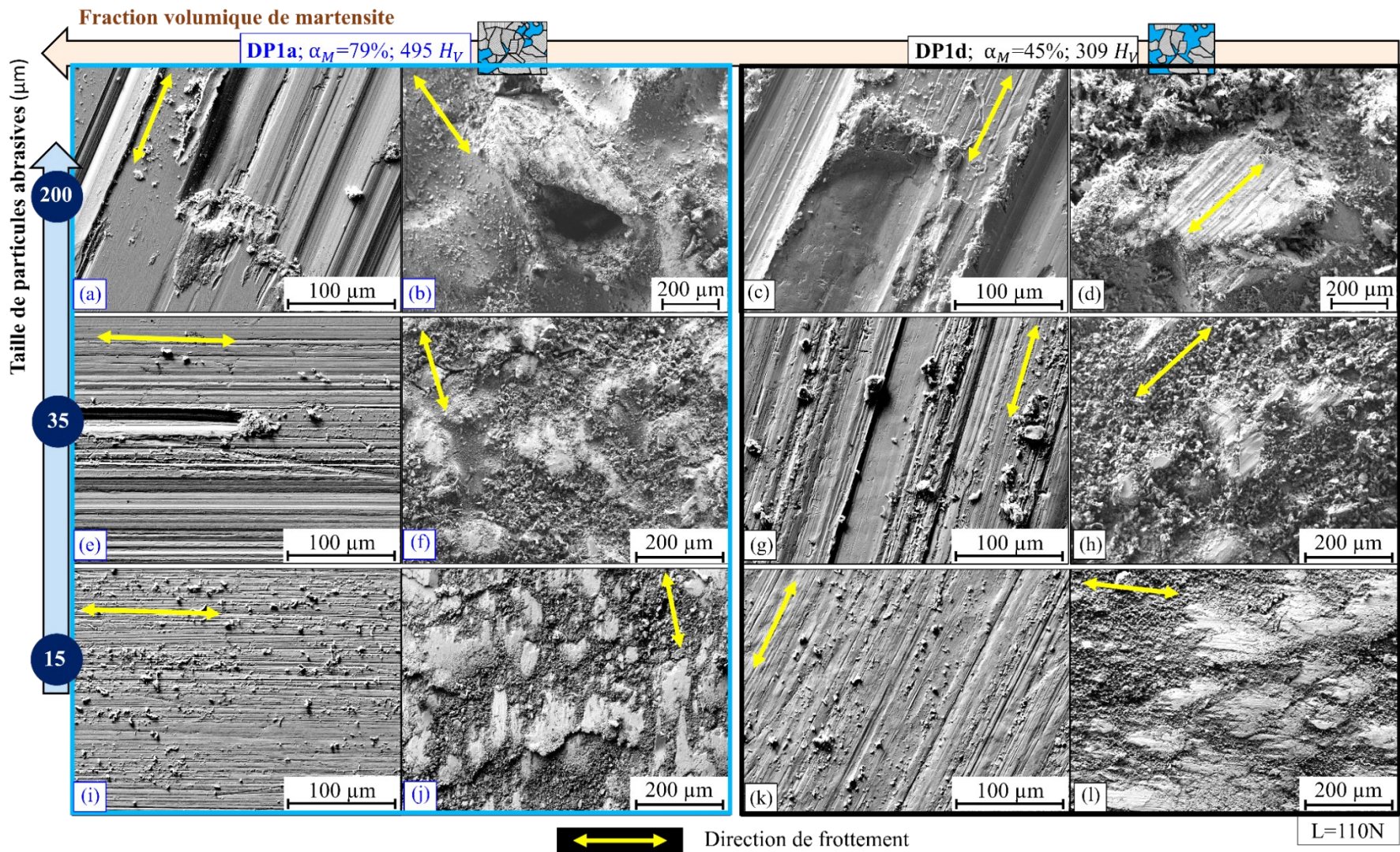


Figure E-10: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des (a,c,e,g,i,k) pions et (b,d,f,h,j,l) des papiers abrasifs pour les trois tailles de particules abrasives  $\phi$  dans le cas des microstructures dual-phase DPI associées aux échantillons (a, b, e, f, i, j) DP1a et (c, d, g, h, k et l) DP1d pour un chargement normal de 110N

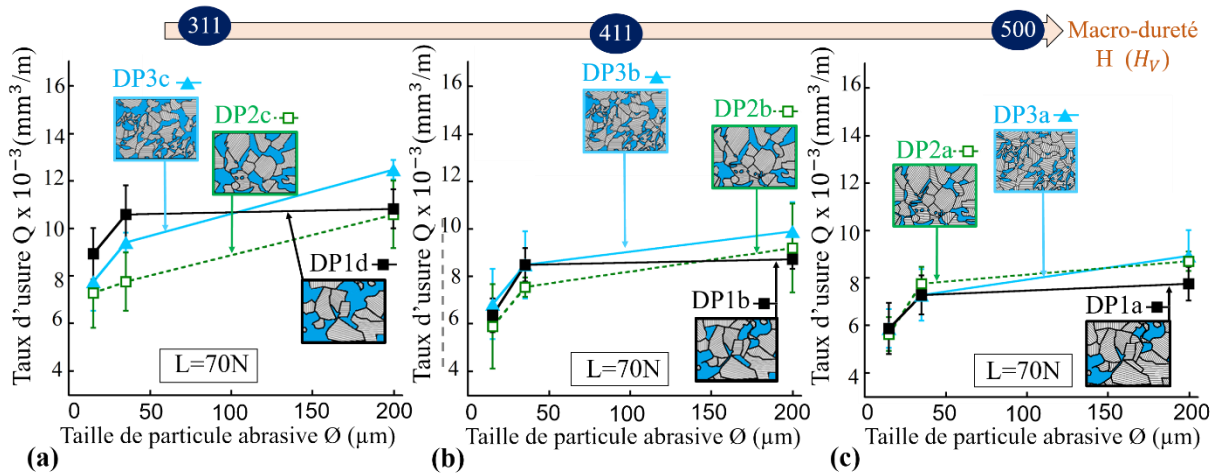


Figure E-11: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\varnothing$  pour un chargement normal  $L$  de 70N et pour les trois microstructures DP1, DP2 et DP3 avec des macro-duretés de (a)  $311H_V$  (b)  $411H_V$  et (c)  $500H_V$

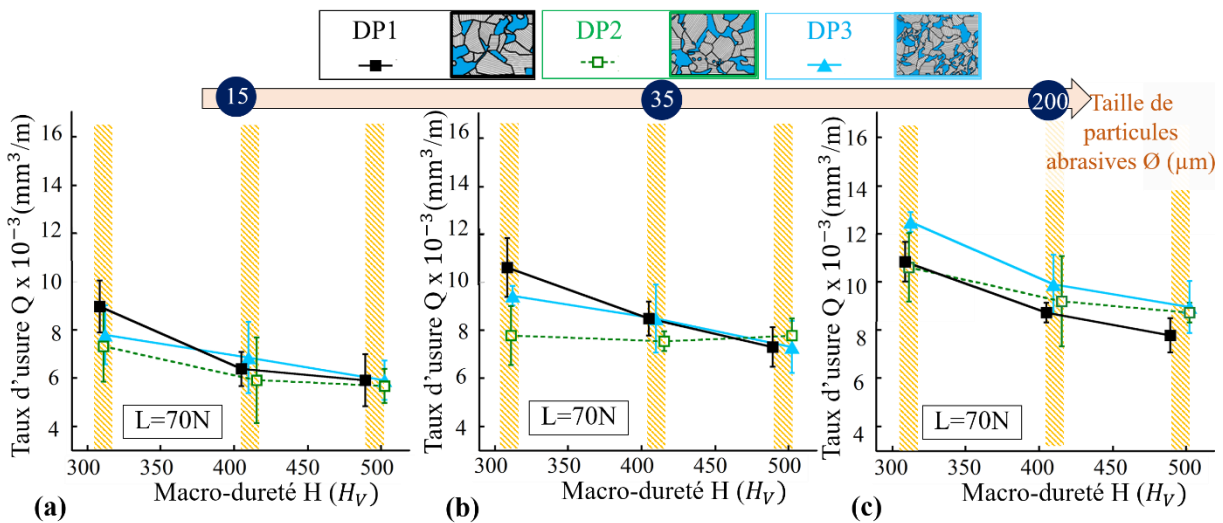


Figure E-12: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 70N, pour les trois microstructures DP1, DP2 et DP3 et pour des tailles de de particules abrasives  $\varnothing$  de (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$



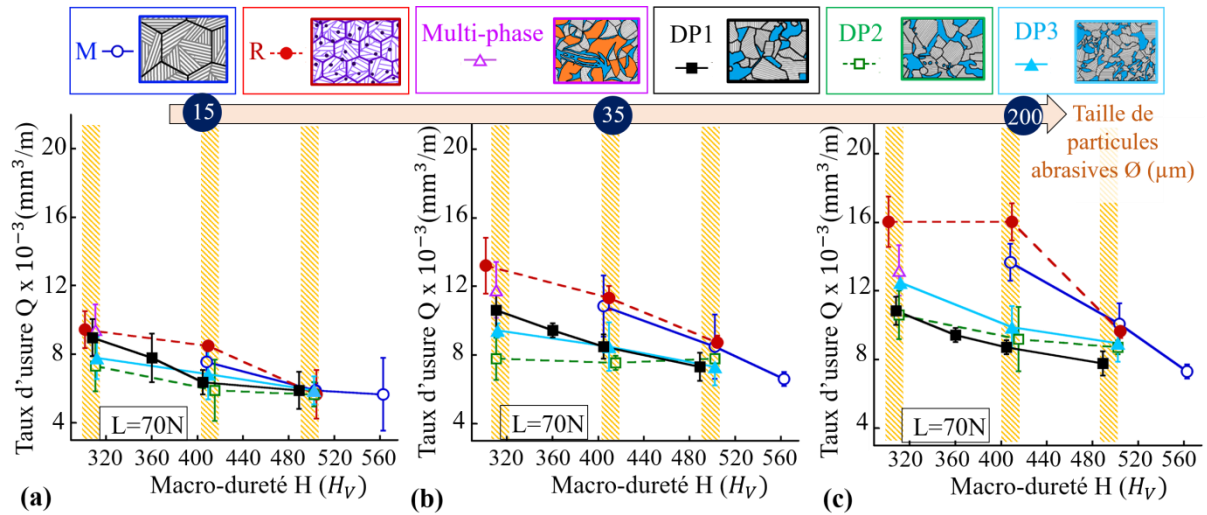


Figure E-13: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 70N, pour différentes microstructures et pour des tailles de de particules abrasives  $\emptyset$  (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$

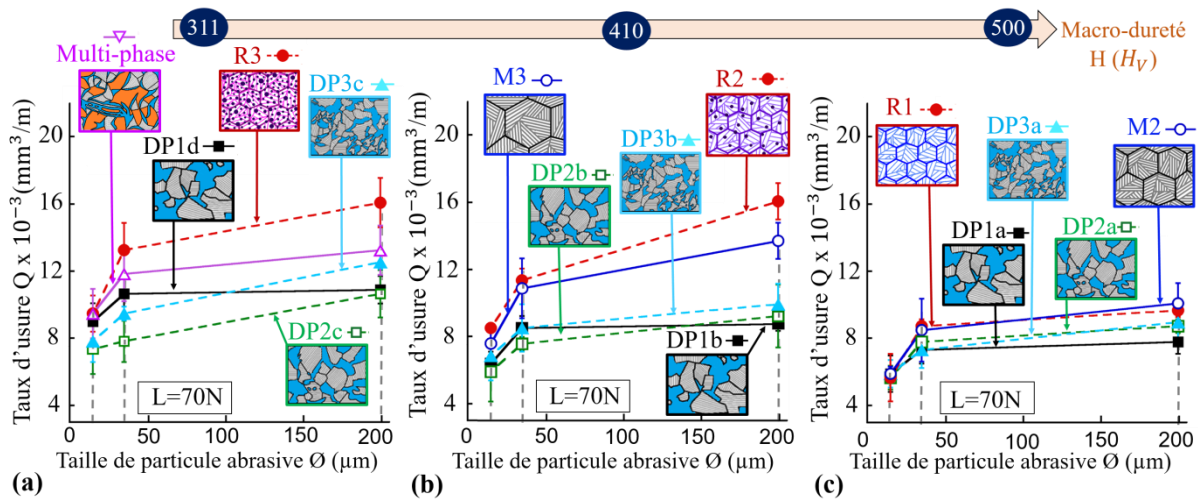


Figure E-14: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\emptyset$  pour un chargement normal  $L$  de 70N et pour différentes microstructures avec des macro-duretés de (a) 311 $H_V$ , (b) 410 $H_V$  et (c) 500 $H_V$

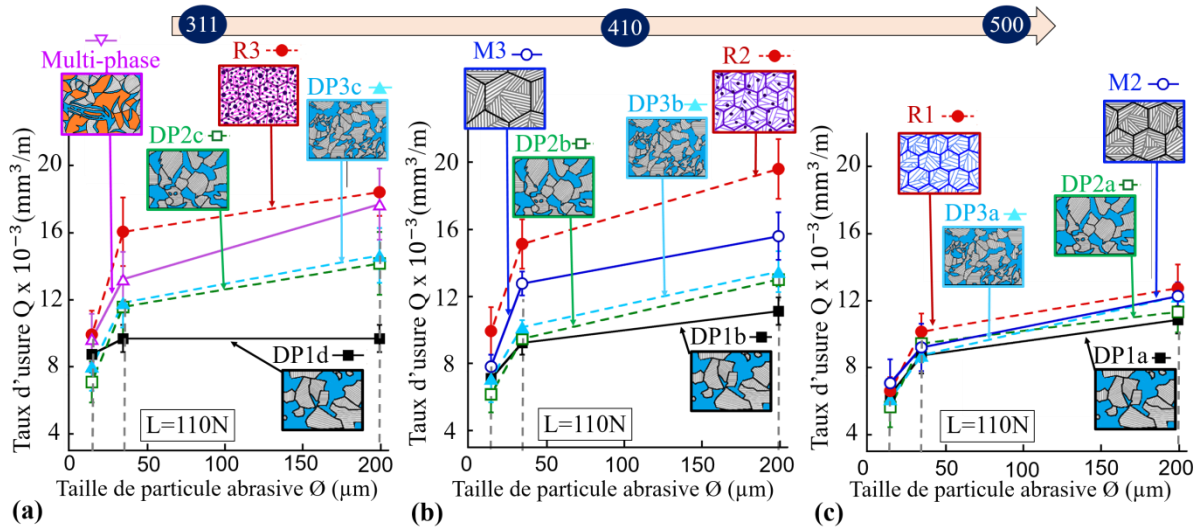


Figure E-15: Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\varnothing$  pour un chargement normal  $L$  de 110N et pour différentes microstructures avec des macro-duretés de (a) 311 $\text{H}_V$ , (b) 410 $\text{H}_V$  et (c) 500 $\text{H}_V$



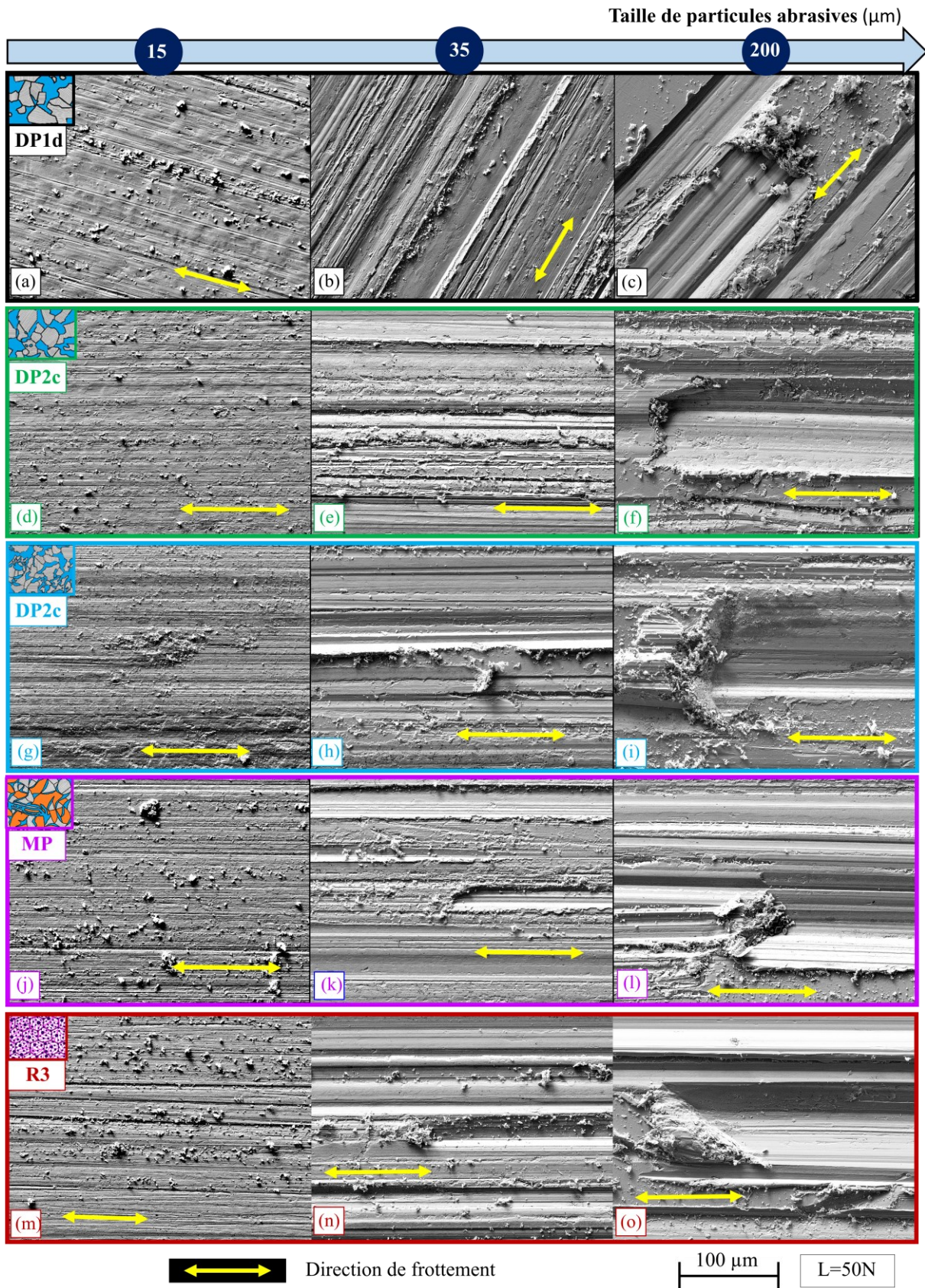


Figure E-16: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions pour les cinq microstructures présentant une macro-dureté de  $310H_V$ , pour trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N



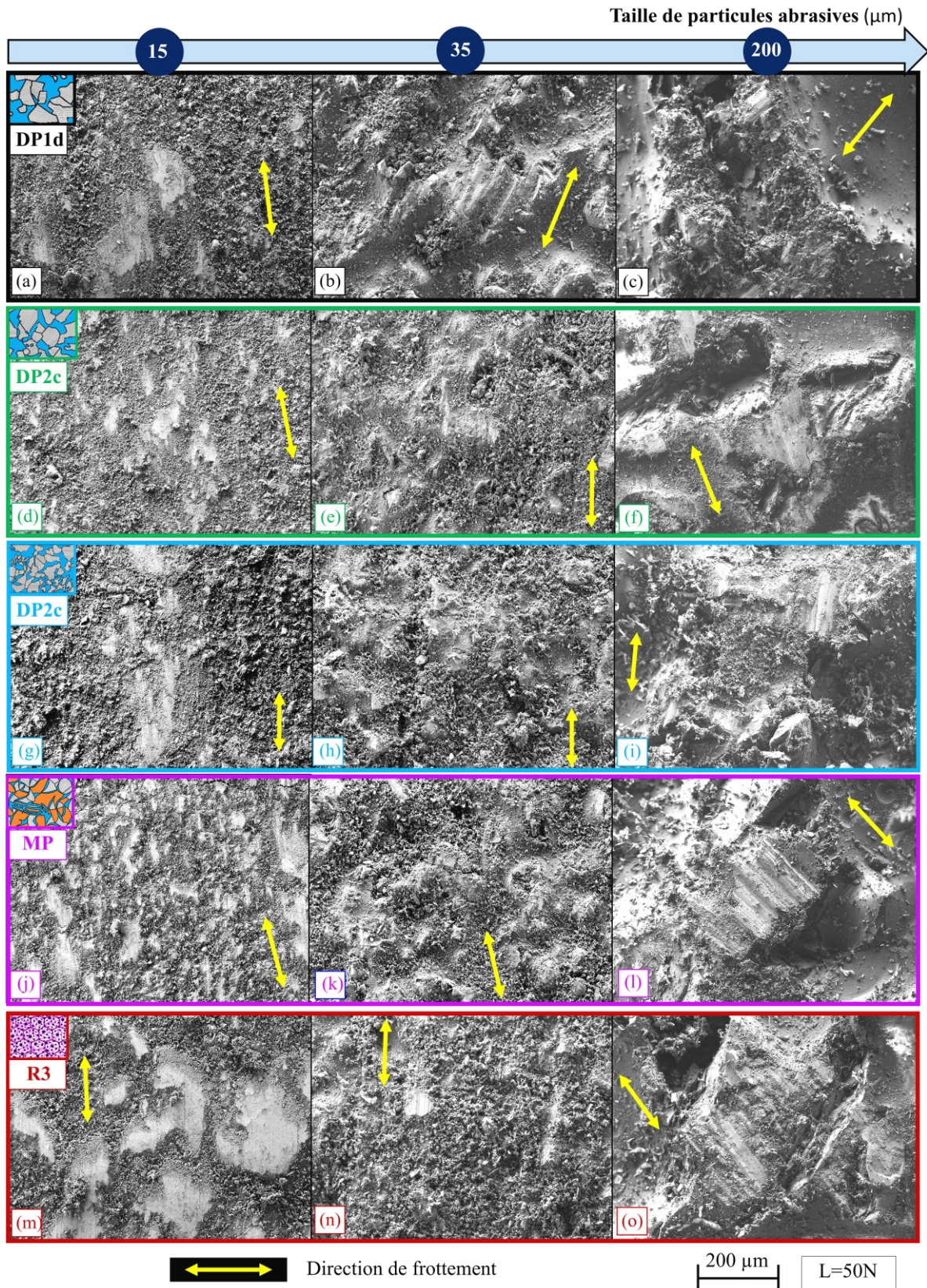


Figure E-17: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des papiers abrasifs pour les cinq microstructures présentant une macro-dureté de 310Hv, pour trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N



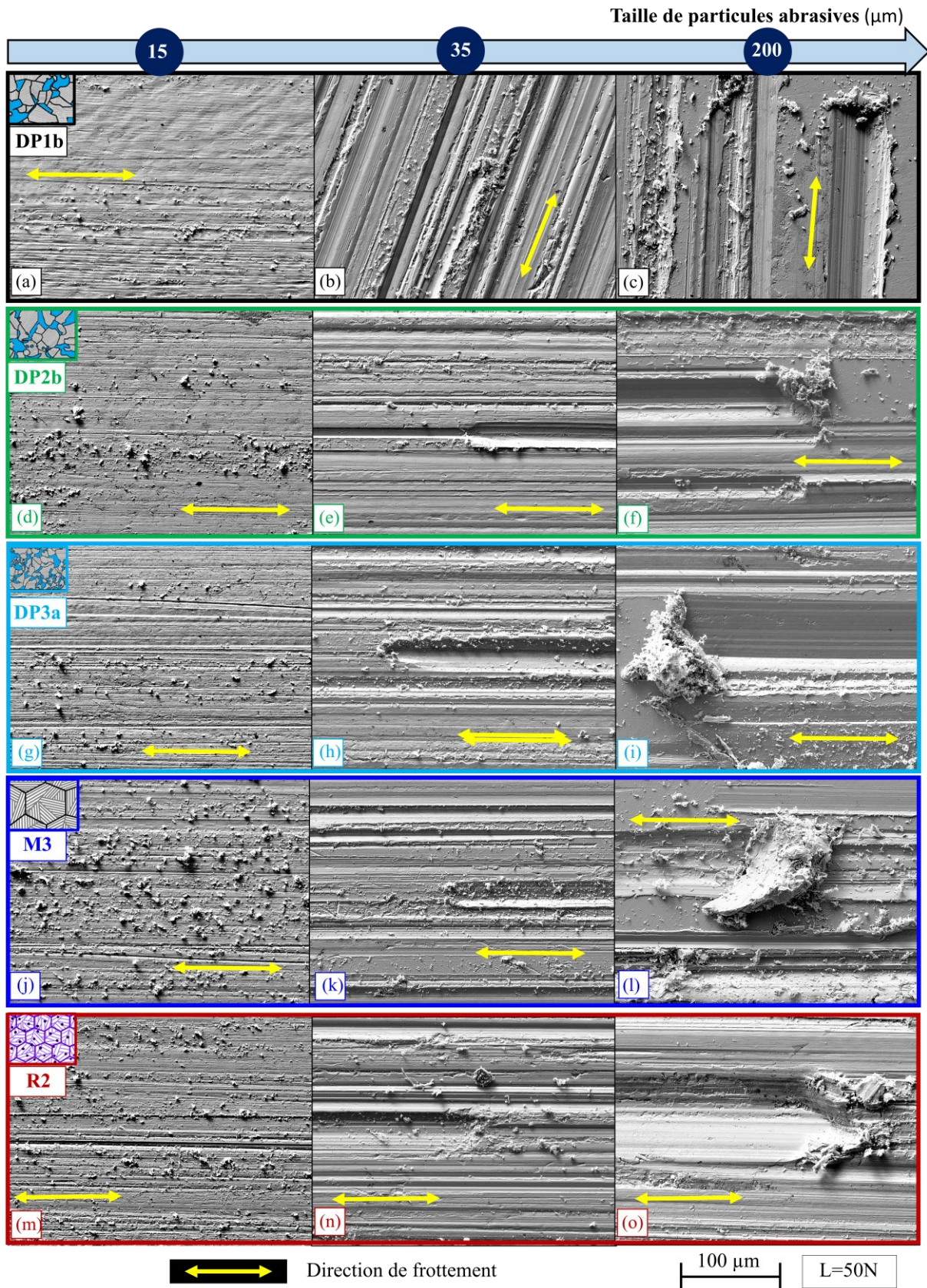


Figure E-18: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions pour les cinq microstructures présentant une macro-dureté de  $410H_V$ , pour trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N



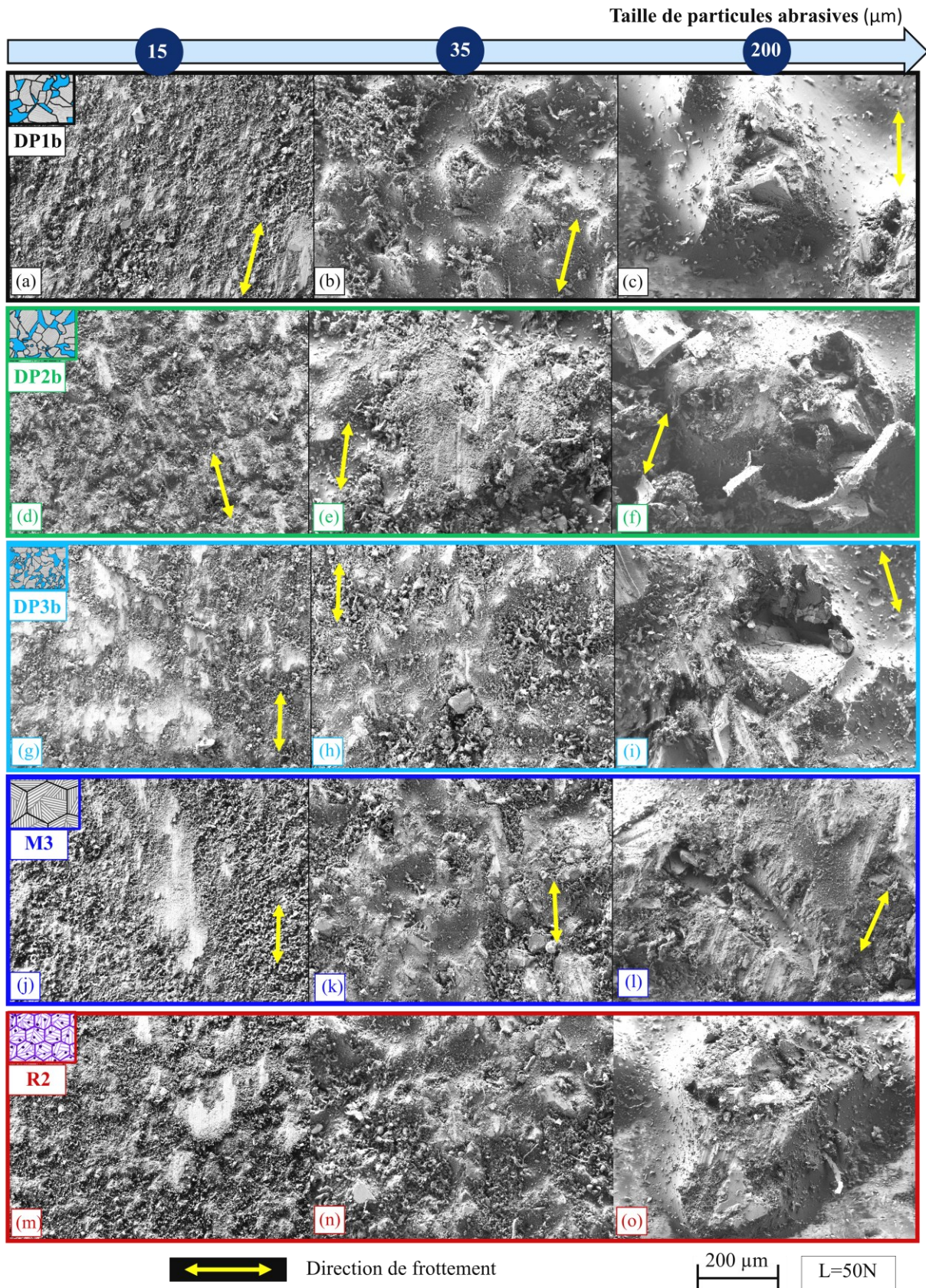


Figure E-19: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des papiers abrasifs pour les cinq microstructures présentant une macro-dureté de 410Hv, pour trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N



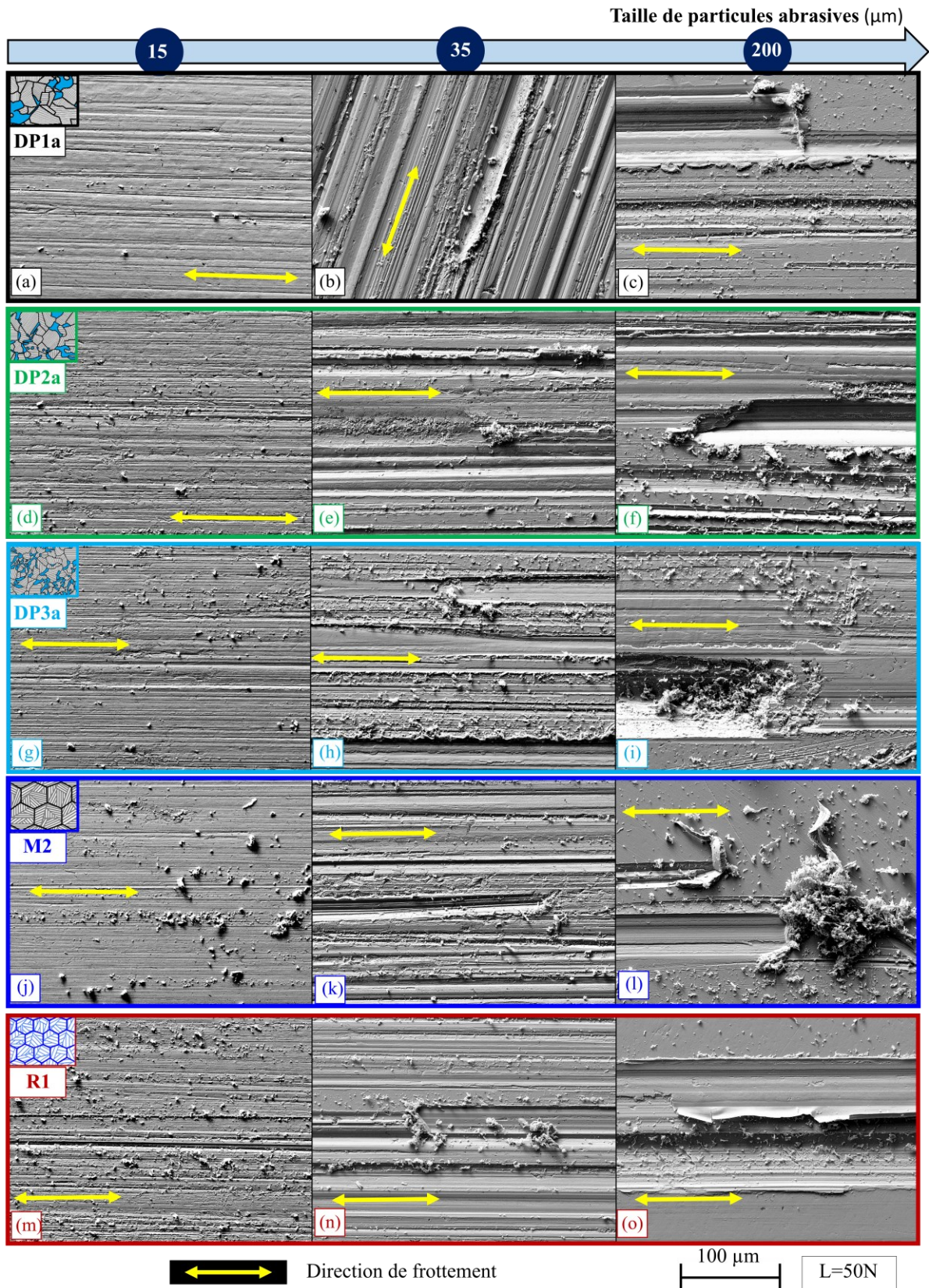


Figure E-20: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions pour les cinq microstructures présentant une macro-dureté de 500Hv, pour trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N



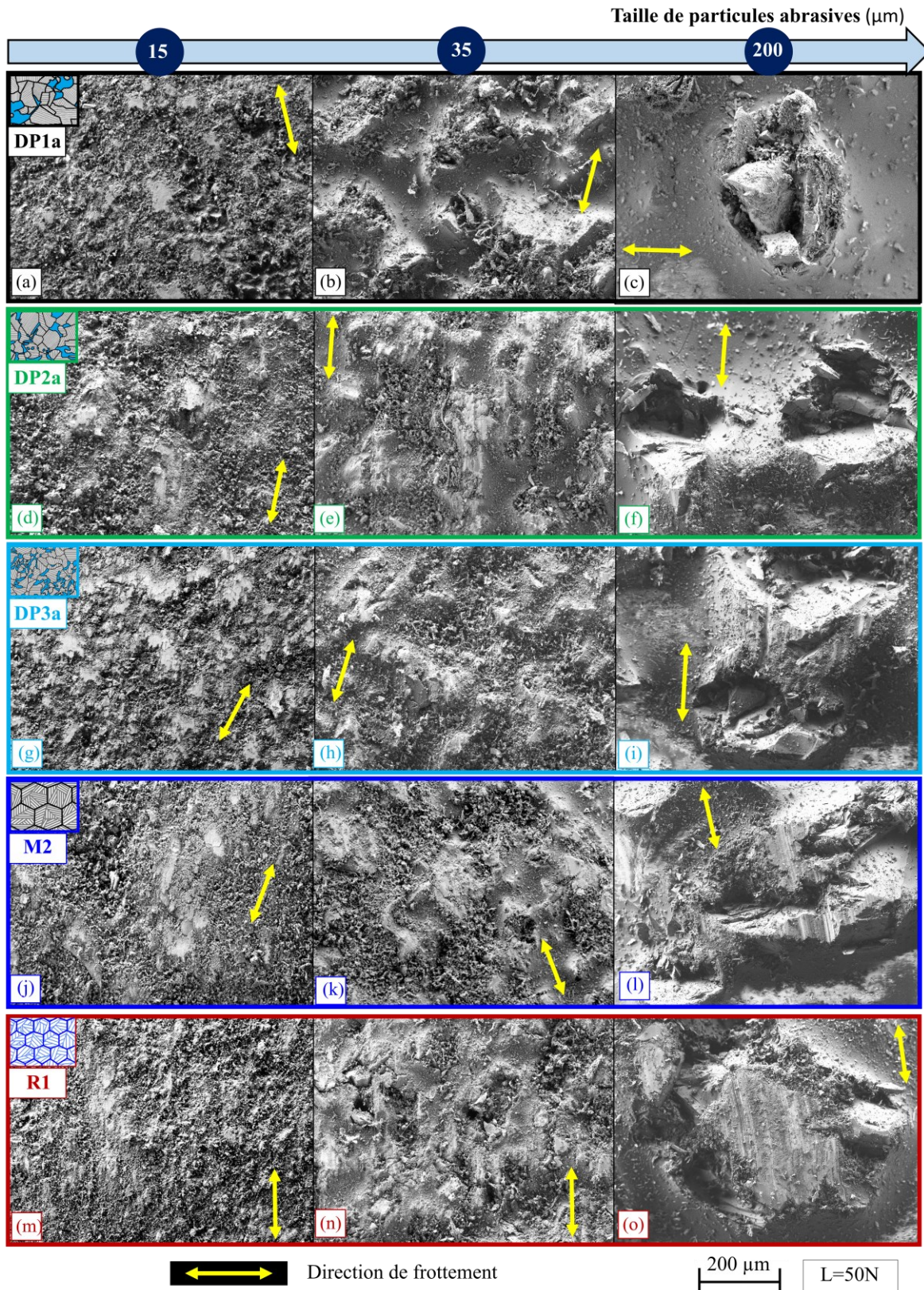


Figure E-21: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des papiers abrasifs pour les cinq microstructures présentant une macro-dureté de  $500H_V$ , pour trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N



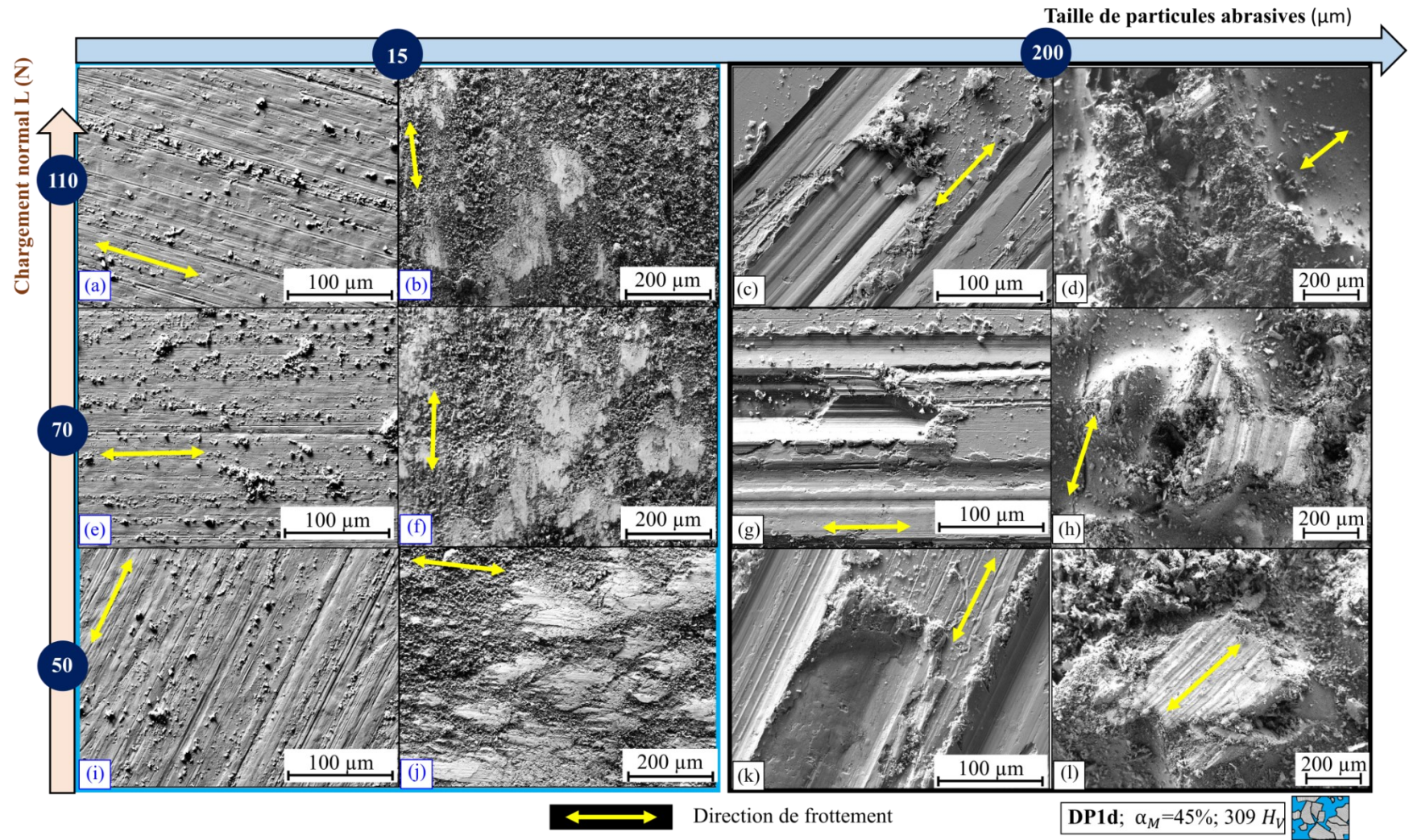


Figure E-22: Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions et des papiers abrasifs pour la microstructure dual-phase DP1d pour deux tailles de particules abrasives et pour trois chargements normaux



Microstructures	Taille de particules abrasives Ø (µm)								
	15			35			200		
	b	a	R	b	a	R	b	a	R
DP1d	6,5127	0,0227	0,676	9,91	-6,09E-17	0	6,77	0,0497	0,943
DP2c	6,2093	0,00927	0,577	3,54	0,07081	0,961	4,59	0,0868	0,999
DP3c	6,5295	0,0143	0,891	7,33	0,0388	0,911	6,26	0,0783	0,963
R3	8,9475	0,00843	0,945	10,6	0,0472	0,9177	12,3	0,0556	0,999
Multiphase	8,8549	0,00758	0,982	9,32	0,0354	1	8,23	0,0834	0,959
Moyenne	7,41	0,0124	0,814	8,14	0,0384	0,758	7,62	0,0708	0,973

Tableau E-1: Paramètres a, b et R associés à la Figure IV-20 pour les microstructures présentant une macro-dureté moyenne de 310H<sub>v</sub>

Microstructure	Taille de particules abrasives Ø (µm)								
	15			35			200		
	b	a	R	b	a	R	b	a	R
DP1b	4,29	0,0261	0,963	7,42	0,0160	0,996	4,26	0,0623	0,999
DP2b	4,31	0,0177	0,866	5,25	0,0371	0,973	3,61	0,0842	0,995
DP3b	4,57	0,0244	0,836	6,11	0,0362	0,993	4,56	0,0800	0,996
R2	6,52	0,0303	0,990	7,07	0,0708	0,961	9,01	0,0969	0,998
M3	7,30	0,00421	0,945	7,55	0,0472	1	10,4	0,0472	1
Moyenne	5,40	0,0206	0,912	6,68	0,0414	0,984	6,36	0,0741	0,997

Tableau E-2: Paramètres a, b et R associés à la Figure IV-20 pour les microstructures présentant une macro-dureté moyenne de 410H<sub>v</sub>

Microstructure	Taille de particules abrasives Ø (µm)								
	15			35			200		
	b	a	R	b	a	R	b	a	R
DP1a	3,72	0,0253	0,908	6,52	0,0185	0,786	3,60	0,0649	0,988
DP2a	4,31	0,0135	0,756	4,05	0,0497	0,989	4,36	0,0632	0,999
DP3a	4,31	0,0177	0,866	4,84	0,0354	1	4,20	0,0724	0,993
R1	4,68	0,0169	0,945	6,93	0,0286	0,980	6,16	0,0581	0,963
M2	4,68	0,0211	0,945	6,41	0,0261	0,963	7,24	0,0449	0,982
Moyenne	4,34	0,0189	0,884	5,75	0,0317	0,944	5,11	0,0607	0,985

Tableau E-3: Paramètres a, b et R associés à la Figure IV-20 pour les microstructures présentant une macro-dureté moyenne de 500H<sub>v</sub>

## Références

- [Abouei, 2007]** Abouei, V., Saghafian, H., Kheirandish, S., 2007. Dry Sliding Oxidative Wear in Plain Carbon Dual Phase Steel, *Journal of Iron and Steel Research International*, Volume 14, pp. 43–48.
- [Abouei, 2007b]** Abouei, V., Saghafian, H., Kheirandish, S., Ranjbar, K., 2007. A Study on the wear behaviour of dual phase steels, *J Mater Sci Technol*, Volume 23, pp. 107–110.
- [Adrian, 2008]** Adrian, H., Stasko, R., 2008. The effect of nitrogen and vanadium on hardenability of medium carbon 0.4% C and 1.8% Cr steel, *Archives of Materials Science and Engineering*, Volume 33, no. 2, pp. 69–74.
- [Aksoy, 1999]** Aksoy, M., Kuzucu, V., Korkut, M. H., Yildirim, M. M., 1999. Effect of niobium and homogenization on the wear resistance and some mechanical properties of ferritic stainless steel containing 17-18 wt.% chromium, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 91, no. 1, pp. 172–177.
- [Archard, 1953]** Archard J.F., 1953. Contact and rubbing of flat surfaces, *Journal of Applied Physics*, Volume 24, pp. 981-988.
- [Avient, 1960]** Avient, B.W.E., Goddard, J., Wilman. H., 1960. An experimental study of friction and wear during abrasion of metals, *Proceedings of the Royal Society of London, Series A*, pp. 159-181.
- [Axén, 1994]** Axén, N., Jacobson, S., 1994. A model for the abrasive wear resistance of multiphase, *Wear*, Volume 174, pp. 187-199.
- [Axén, 1996]** Axén, N., Hutchings, I. M., Jacobson, S., 1996. A model for the friction of multiphase materials in abrasion, *Tribology International*, Volume 29, no. 6, pp. 467–475.
- [Barralis, 1992]** J. Barralis et G. Marder, *Précis de Métallurgie, Elaboration structures propriétés, normalisation* (1992).
- [Baltazar Hernandez, 2011]** Baltazar Hernandez, V.H., Nayak, S.S., Zhou, Y., 2011. Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behaviour, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 42, pp 3115–3129.
- [Bhattacharyya, 1977]** Bhattacharyya, D., Hajra, A., Basu, A., Jana, S., 1977. The effect of grain size on the wear characteristics of high speed steel tools, *Wear*, Volume 42, pp. 63–69.
- [Bhowmick, 2014]** Bhowmick, S., Show, B. K., 2014. Effect of prior heat treatment on wear behaviour of 0.23% carbon dual phase steel, *Canadian Metallurgical Quarterly*, Volume 53, no. 1, pp. 93–99.

- [Boudiaf, 2011]** Boudiaf, A., 2011. Mémoire de thèse de doctorat : Relation microstructure – comportement macroscopique dans les aciers: Effet de la taille de grain austénitique sur la plasticité de transformation, INSA de Rouen, Ecole Militaire Polytechnique Alger.
- [Bowden, 1954]** F.P. Bowden, D. Tabor, *The Friction and Lubrication of Solids*, Clarendon, Oxford, 1954.
- [Bregliozzi, 2003]** Bregliozzi, G., Schino, A. Di., Kenny, J. M., Haefke, H., 2003. The influence of atmospheric humidity and grain size on the friction and wear of AISI 304 austenitic stainless steel, *Materials Letters*, Volume 57, no. 29, pp. 4505–4508.
- [Cai, 1985]** Cai, X. L., Garratt-reed, A. J., Owen, W. S., 1985. The development of some dual phase steel structure from different starting microstructure. *Metallurgical Transactions A*, Volume 16A, pp 543-557.
- [Calcagnotto, 2011]** Calcagnotto, M., Adachi, Y., Ponge, D., Raabe, D., 2011. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging, *Acta Materialia*, Volume 59, pp. 658–670.
- [Caron, 1972]** Caron, R.N., Krauss, G., 1972. The tempering of Fe-C lath martensite, *Metallurgical Transactions*, Volume 3, pp 2381–2389.
- [Chattopadhyay, 2012]** Chattopadhyay, C., Sangal, S., Mondal, K., Garg, A., 2012. Improved wear resistance of medium carbon microalloyed bainitic steels, *Wear*, Volume 289, pp. 168–179.
- [CHCP]** Méthodes, Caractérisation des hauteurs par la courbe de taux de longueur portante (courbe d'Abbott). [En ligne] Available at: <http://mip2.insa-lyon.fr/Etats%20de%20surface/methodes/parametres-methodes.htm>
- [Cohen, 1949]** Cohen, M., 1949. Retained austenite, *Transaction of the ASM*, 41, p35-94.
- [Constant, 1992]** A. Constant, G. Henry et J.C. Charbonnier, *Principes de base des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des aciers*, Pyc Editions, (1992)
- [Coronado, 2011a]** Coronado, J. J., Sinatora, A., 2011. Effect of abrasive size on wear of metallic materials and its relationship with microchips morphology and wear micromechanisms: Part 1, *Wear*, Volume 271, no. 9–10, pp. 1794–1803.
- [Coronado, 2011b]** Coronado, J. J., & Sinatora, A., 2011. Effect of abrasive size on wear of metallic materials and its relationship with microchips morphology and wear micromechanisms: Part 2. *Wear*, Volume 271, pp. 1804–1812.

- [Coronado, 2015]** Coronado, J. J., 2015. Abrasive size effect on friction coefficient of AISI 1045 steel and 6061-T6 aluminium alloy in two-body abrasive wear, *Tribology Letters*, Volume 60, no. 3, pp. 1–6.
- [Date, 1976]** Date. S. W., Malkin, S., 1976. Effects of grit size on abrasion with coated abrasives, *Wear*, Volume 40, no. 2, pp. 223–235.
- [De Pellegrin, 2009]** De Pellegrin, D. V., Torrance, A. A., and Haran, E. 2009, *Wear Mechanisms and Scale Effects in Two-Body Abrasion*, *Wear*, Volume 266, no. 1-2, pp 13–20.
- [Desalos, 2004]** Desalos, Y., 2004. Bases métallurgiques des traitements thermiques, *Techniques de l'ingénieur*, 2004.
- [Economopoulos, 1967]** Economopoulos, M., Lambert, N., Habraken, L., 1967, *Diagramme de transformation des aciers fabriqués dans le Bénélux*, CRM, Liège.
- [Erdogan, 2003]** Erdogan, M., Tekeli, S., 2003. The effect of martensite volume fraction and particle size on the tensile properties of a surface-carburized AISI 8620 steel with a dual-phase core microstructure. *Materials Characterization*, Volume 49, pp 445–454.
- [Fisher, 2018]** Wikipedia, 2018, Loi de Fisher. [En ligne] Available at: [https://fr.wikipedia.org/wiki/Loi\\_de\\_Fisher](https://fr.wikipedia.org/wiki/Loi_de_Fisher).
- [Fuller, 1975]** F. Fuller and D. Tabor, *Proc. Roy. Soc. Lond.*, A345, Londres, 1975.
- [Furnémont, 2002]** Furnémont, Q., Kempf, M., Jacques P. J., Göken, M., Delannay, F., 2002. On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steels. *Materials Science and Engineering A*, Volume A328, no. 1, pp. 26–32.
- [Gahlin, 1998]** Gahlin, R., Axen, N., 1998. The influence of tip shape in abrasion studied by controlled multiasperity surfaces, *Wear*, Volume 223, pp. 150–156.
- [Gåhlin, 1999]** Gåhlin, R., Jacobson, S., 1999. The particle size effect in abrasion studied by controlled abrasive surfaces, *Wear*, Volume 224, no. 1, pp. 118–125.
- [Gahr, 1987]** K. Zum Gahr, *Microstructure and Wear of Materials*, Elsevier, Amsterdam, 1987.
- [Gahr, 1998]** Gahr, K. H. Z., 1998. Wear by hard particles, *Tribology International*, Volume 31, no. 10, pp. 587–596.
- [Ghassemi-Armaki, 2014]** Ghassemi-Armaki, H., Maaß, R., Bhat, S.P., Sriram, S., Greer, J.R., Kumarn K.S., 2014. Deformation response of ferrite and martensite in a dual-phase steel, *Acta Materialia*, pp.197–211.

- [Goddard, 1962]** Goddard, J., Wilman, H., 1962. A theory of friction and wear during the abrasion of metals, *Wear*, Volume. 5, no. 2, pp. 114–135.
- [Gola, 2017]** Gola, A. M., Ghadamgahi, M., Ooi, S. W., 2017. Microstructure evolution of carbide-free bainitic steels under abrasive wear conditions, *Wear*, Volume 376–377, pp. 975–982.
- [Greenwood, 1966]** Greenwood, J. A., & Williamson, J. B. P., 1966. Contact of Nominally Flat Surfaces. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 295(1442), 300–319.
- [Gündüz, 2008]** Gündüz, S., Kacar, R., Soykan, H.S., 2008. Wear behavior of forging steels with different microstructure during dry sliding, *Tribology International*, Volume 41, pp. 348–355.
- [Hawk, 2003]** J.A. Hawk, R.D. Wilson, D.R. Danks and M.T. Kiser. “Abrasive Wear Mechanisms”. *ASM Handbooks Online*, Volume 11, Failure Analysis and Prevention, ASM International, Materials Park, OH, 2003.
- [Hehemann, 1972]** Hehemann, R.F., Kinsman, K.R., Aaronson, H.I., 1972. Debate on the bainite reaction, *Metallurgical Transactions*, Volume 3, pp 1077-1094.
- [Hokkirigawa, 1988a]** Hokkirigawa, K., Kato, K., Li, Z. Z., 1988. The effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels, *Wear*, Volume 123, no. 2, pp. 241–251.
- [Hokkirigawa, 1988b]** Hokkirigawa, K., Kato, K., 1988. An Experimental and Theoretical Investigation of Plowing, Cutting and Wedge Formation during Abrasive Wear, *Tribology International*, Volume 21, no. 1, pp. 51–57.
- [Holmberg, 2015]** Holmberg, K., Erdemir, A., 2015. Global impact of friction on energy consumption, economy and environment, *FME Trans.*, Volume 43, no. 3, pp. 181–185.
- [Holzapfel, 1998]** Holzapfel, H., Schulze, V., Völringer, O., Macherauch, E. 1998. Residual stress relaxation in an AISI 4140 steel due to quasistatic and cyclic loading at higher temperatures, *Materials Science and Engineering A*, Volume 248, pp 9-18.
- [Irsid, 1994]** Atlas des courbes de transformation des aciers de fabrication française, IRSID, CPS, Paris, (1994).
- [Jafari, 2016]** Jafari, M., Ziaei-Rad, S., Saeidi, N., Jamshidian, M., 2016. Micromechanical analysis of martensite distribution on strain localization in dual phase steels by scanning electron microscopy and crystal plasticity simulation, *Materials Science & Engineering A*, Volume 670, pp. 57–67.



- [Jha, 2003]** Jha, A. K., Prasad, B. K., Modi, O. P., Das, S., Yegneswaran, A. H., 2003. Correlating microstructural features and mechanical properties with abrasion resistance of a high strength low alloy steel, *Wear*, Volume 254, no. 1–2, pp. 120–128.
- [Johnson, 1985]** Johnson, K. L., *Contact Mechanics*, Cambridge University, Cambridge, 1985.
- [Johansson, 2008]** Johansson, S., Nilsson, P. H., Ohlsson, R., Anderberg, C., Rosèn, B. G., 2008. New cylinder liner surfaces for low oil consumption, *Tribology International*, Volume 41, pp. 854–859.
- [Jourani, 2013]** Jourani, A., Hagege, B., Bouvier, S., Bigerelle, M., Zahouani, H., 2013. Influence of Abrasive Grain Geometry on Friction Coefficient and Wear Rate in Belt Finishing, *Tribology International*, Volume 59, pp 30–37.
- [Jourani, 2015]** Jourani, A., Bouvier, S., 2015. Friction and Wear Mechanisms of 316L Stainless Steel in Dry Sliding Contact: Effect of Abrasive Particle Size, *Tribology Transactions*, Volume 58, no. 1, pp. 131–139.
- [Karmakar, 2013]** Karmakar, A., Ghosh, M., Chakrabarti, D., 2013. Cold-rolling and inter-critical annealing of low-carbon steel: effect of initial microstructure and heating-rate, *Materials Science & Engineering A*, Volume 564, pp. 389–399.
- [Kato, 2000]** Kato, K., Adachi, K., *Wear mechanisms*, in: Bhushan, B. (ed.), *Modern Tribology Handbook*. CRC Press, Boca Raton, Florida, pp. 273–300, 2000.
- [Khatirkar, 2015]** Khatirkar, R. K., Yadav, P., Sapate, S. G., 2012. Structural and Wear Characterization of Heat Treated En24 Steel, *ISIJ International*, Volume 52, no. 7, pp. 1370–1376.
- [Kim, 1981]** Kim, N.J., Thomas, G., 1981, Effects of morphology on the mechanical behavior of a dual phase Fe/2Si/0.1C steel. *Metallurgical Transactions A*, Volume 12A, pp 483–489.
- [Kragelsky, 1982]** Kragelsky, I. V., *Friction, Wear and Lubrication*, in: *Tribology Handbook*, Vol. 1, VV Alisin-Mir Publishers, Moscow, 1982.
- [Krauss, 1967]** Krauss, G., Marder, A.R., 1967. The morphology of martensite in Iron-Carbon alloys, *Metallurgical Transactions*, Volume 60, pp. 651-660.
- [Krauss, 1999]** Krauss, G., 1999. Martensite in steel: strength and structure, *Materials Science and Engineering A*, Volume 273–275, pp. 40–57.

- [Khrushchov, 1974]** Khrushchov, M. M., 1974. Principles of abrasive wear, *Wear*, Volume 28, no. 1, pp. 69–88.
- [Kumar, 2008]** Kumar, A., Singh, S. B., Ray, K. K., 2008. Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels, *Materials Science and Engineering A*, Volume 474, no. 1–2, pp. 270–282.
- [Kuzucu, 1998]** Kuzucu, V., Aksoy, M., Korkut, M., 1998. The effect of strong carbide-forming elements such as Mo, Ti, V and Nb on the microstructure of ferritic stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 82, no. 1–3, pp. 165–171.
- [Larsen-Basse, 1968a]** Larsen-Badse, J., 1968. Influence of grit diameter and specimen size on wear during sliding abrasion, *Wear*, Volume 12, no. 1, pp. 35–53.
- [Larsen-Basse, 1968b]** Larsen-Badse, J., 1968. Abrasion resistance temperature alloys at room temperature, *Wear*, Volume 12, pp. 357–368.
- [Larsen-Basse, 1972]** Larsen-Badse, J., Mathieuw, K. G., 1972. Influence of structure on the abrasion resistance of 1040 steel, Volume 9, pp. 415–424.
- [Lee, 2008]** Lee, S. J., Lee, Y. K., 2008. Prediction of austenite grain growth during austenitization of low alloy steels, *Materials and Design*, Volume 29, pp 1840–1844.
- [Leskovsek, 2006]** Leskovsek, V., Sustarsic, B., Jutrisa, G., 2006. The influence of austenitizing and tempering temperature on the hardness and fracture toughness of hot-worked H11 tool steel, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 178, pp. 328–334.
- [Mehl, 1937]** R.F. Mehl et C. Wells, Constitution of High purity iron carbon alloys, Technical publication n°798, AIME, Iron and steel Division, 125, (1937).
- [Meng, 1995]** Meng, H.C., Ludema, K.C., 1995. Wear models and predictive equations: their form and content, *Wear*, Volume 181-183, pp. 443-457.
- [Met, 1973]** Metals Handbook, Eight Edition, Metallography, structures and phase diagrams, vol 8, (1973)
- [Mezlini, 2005]** Mezlini, S., Zidi, M., Arfa, H., Ben Tkaya, M., Kapsa, P., 2005. Experimental, numerical and analytical studies of abrasive wear: correlation between wear mechanisms and friction coefficient, *Comptes Rendus Mec*, Volume 333, pp. 830–837.
- [Mishra, 1981]** Misra, A., Finnie, I., 1981. On the size effect in abrasive and erosive wear, *Wear*, Volume 65, no. 3, pp. 359–373.

- [Modi, 2003a]** Modi, O., Mondal, D., Prasad, B., Singh, M., Khaira, H., 2003. Abrasive wear behaviour of a high carbon steel: effects of microstructure and experimental parameters and correlation with mechanical properties, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 343, no. 1–2, pp. 235–242.
- [Modi, 2003b]** Modi, O.P., Prasad, B.K., Jha, A.K., Dasgupta, R., Yegneswaran, A.H., 2003. Low-stress abrasive wear behavior of a 0.2% C steel: influence of microstructure and test parameters, *Tribology Letters*, Volume 15, pp. 249–255.
- [Mobi, 2007a]** Modi, A.P., 2007. Effects of microstructure and experimental parameters on high stress abrasive wear behavior of a 0.19 wt% C dual phase steel, *Tribology International*, Volume 40, pp. 490–497.
- [Modi, 2007b]** Modi, O.P., Pandit, P., Mondal, D.P., Prasad, B.K., Yegneswaran, A.H., Chrysanthou, A. 2007. High-stress abrasive wear response of 0.2% carbon dual phase steel: Effects of microstructural features and experimental conditions, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 458, pp. 303–311.
- [Mokhtar, 1979a]** Mokhtar, M. O. A., Zaki, M., Shawki, G. S. A., 1979. An experimental re-examination of kinetic friction, *Tribology International*, Volume 12, no. 6, pp. 261–264.
- [Mokhtar, 1979b]** Mokhtar, M. O. A., Zaki, M., Shawki, G. S. A, 1979. Effect of mechanical properties on frictional behaviour of metals. *Tribology International*, December, pp. 265–268.
- [Moore, 1974]** Moore, M. A., 1974. The relationship between the abrasive wear resistance, hardness and microstructure of ferritic materials, *Wear*, Volume 28, no. 1, pp. 59–68.
- [Morito, 2003]** Morito, S., Tanaka, H., Konishi, R., Furuhashi, T., Maki, T., 2003. The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys, *Acta Materialia*, Volume 51, no. 19, pp. 1789–1799.
- [Morito, 2005]** Morito, S., Saito, H., Ogawa, T., Furuhashi, T., Maki, T., 2005. Effect of Austenite Grain Size on the Morphology and Crystallography of Lath Martensite in Low Carbon Steels, *ISIJ International*, Volume 45, no. 1, pp. 91–94.
- [Movahed, 2009]** Movahed, P., Kolahgar S., Marashi, S.P.H., Pouranvari, M., Parvin, N., 2009. The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual phase steel sheets. *Materials Science and Engineering A*, Volume 518, pp 1–6.

**[Mutton, 1978]** Mutton, P.J., Watson, J.D., 1978. Some effects of microstructure on the abrasion resistance of metals, *Wear*, Volume 48, pp. 385–398.

**[Narayanaswamy, 2016a]** Narayanaswamy, B., Hodgson, P., Beladi, H., 2016. Effect of particle characteristics on the two-body abrasive wear behaviour of a pearlitic steel. *Wear*, Volume 354–355, pp. 41–52.

**[Narayanaswamy, 2016b]** Narayanaswamy, B., Hodgson, P., Beladi, H., 2016. Comparisons of the two-body abrasive wear behaviour of four different ferrous microstructures with similar hardness levels, *Wear*, Volume 350–351, pp. 155–165.

**[Nathan, 1966]** Nathan, G. K., Jones, W. J. D., 1966. The empirical relationship between abrasive wear and the applied conditions, *Wear*, Volume 9, no. 4, pp. 300–309.

**[Noël, 2017]** Noël, O., Vencl, A., Mazeran, P.-E., Exploring wear at the nano-scale with the circular mode Atomic Force Microscopy, *Belstein J. of Nanotechnology* 8 (2017) 2662-2668.

**[Pawlak, 2016]** Pawlak, K., Białobrzaska, B., Konat, Ł., 2016. The influence of austenitizing temperature on prior austenite grain size and resistance to abrasion wear of selected low-alloy boron steel, *Archives of civil and mechanical engineering*, Volume 16, no. 4, pp. 913–926.

**[Peng, 2016]** Peng, L. F., Mao, M. Y., Fu, M. W., Lai, X. M., 2016. Effect of grain size on the adhesive and ploughing friction behaviours of polycrystalline metals in forming process. *International Journal of Mechanical Sciences*, Volume 117, pp. 197–209.

**[Pintaude, 2003]** Pintaude, G., Tanaka, D. K., Sinatora, A., 2003. The effects of abrasive particle size on the sliding friction coefficient of steel using a spiral pin-on-disk apparatus. *Wear*, Volume 255, pp. 55–59.

**[Prawoto, 2012]** Prawoto, Y., Jasmawati, N., Sumeru, K., 2012. Effect of Prior Austenite Grain Size on the Morphology and Mechanical Properties of Martensite in Medium Carbon Steel, *J. Mater. Sci. Technol.*, Volume 28, no. 5, pp. 461–466.

**[Rabinowicz, 1961]** Rabinowicz, E., Dunn, L. A., Russell, P. G., 1961. A study of abrasive wear under three-body conditions, *Wear*, Volume 4, no. 5, pp. 345–355.

**[Rabinowicz, 1965a]** Rabinowicz, E., *Friction and wear of Materials*, John Wiley and Sons, NY, Section 4.2, 1965.

**[Rabinowicz, 1965b]** Rabinowicz, E., Mutis, A., 1965. Effect of abrasive particle size on wear, *Wear*, Volume 8, pp. 381–390, 1965.

- [Rajasekhar, 2009]** Rajasekhar, A., Madhusudhan Reddy, G., Mohandas, T., Murti, V. S. R., 2009, Influence of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of AISI 431 martensitic stainless steel electron beam welds, *Materials and Design*, Volume 30, pp. 1612–1624.
- [Ravikiran, 2000]** Ravikiran, A., 2000. Wear quantification, *Journal of Tribology*, Volume 122, no. 3, pp. 650–656.
- [Richardson, 1967]** Richardson, R. C. D., 1967. The wear of metals by hard abrasives, *Wear*, Volume 10, no. 4, pp. 290–309.
- [Richardson, 1968]** Richardson, R. C. D., 1968. The wear of metals by relatively soft abrasives, *Wear*, Volume 11, no. 4, pp. 245–275.
- [Rigney, 1994]** Rigney, D. A., 1994. The roles of hardness in the sliding behavior of materials, *Wear*, Volume 175, pp. 63–69.
- [Roberts, 1953]** Roberts, C.S., 1953. Effect of carbon on the volume fraction and lattice parameters of retained austenite and martensite, *Journal of Metals*, 5, 208.
- [Rohatgi, 2013]** Rohatgi, P. K., Tabandeh-Khorshid, M., Omrani, E., Lovell, M. R., Menezes, P. L., *Tribology for Scientists and Engineers: From Basics to Advanced Concepts*, Springer-Verlag New York, 2013.
- [Saai, 2014]** Saai, A., Hopperstad, O.S., Granbom, Y., Lademo, O.-G., 2014. Influence of volume fraction and distribution of martensite phase on the strain localization in dual phase steels. *Procedia Materials Science*, Volume 3, pp 900–905.
- [Saedi, 2014]** Saedi, N., Ashrafizadeh, F., Niroumand, B., 2014. Development of a new ultrafine grained dual phase steel and examination of the effect of grain size on tensile deformation behavior, *Materials Science & Engineering A*, Volume 599, pp. 145–149.
- [Salesky, 1982]** Salesky, W. J., 1982. Medium carbon steel alloy design for wear applications, *Wear*, Volume 75, pp. 21–40.
- [Sapate, 2008]** Sapate, S. G., Chopde, A. D., Nimbalkar, P. M., Chandrakar, D. K., 2008. Effect of microstructure on slurry abrasion response of En-31 steel, *Materials and Design*, Volume 29, no. (3), pp. 613–621.
- [Saghafian, 2007]** Saghafian, H., Kheirandish, S., 2007. Correlating microstructural features with wear resistance of dual phase steel,” *Materials Letters*, Volume 61, pp. 3059–3063
- [Sasada, 1984]** Sasada, T., Oike, M., Emori, N., 1984. Effect of Abrasive Grain Size on the Transition Between Abrasive and Adhesive Wear, *Wear*, Volume 97, no. 3, pp. 291–302.

- [**Sarikaya, 1983**] Sarikaya, M., Jhingan, A.K., Thomas, G., 1983. Retained austenite and tempered martensite embrittlement in medium carbon steels, *Metallurgical Transactions A*, Volume 14, pp 1121–1133.
- [**Sedriks, 1964**] Sedriks A. J., Mulhearn, T. O., 1964. The effect of work hardening on the mechanics of cutting in simulated abrasive processes, *Wear*, Volume 7, pp. 451-459.
- [**Sevim, 2006**] Sevim, I., Eryurek, I. B., 2006. Effect of abrasive particle size on wear resistance in steels, *Materials and Design*, Volume 27, no. 3, pp. 173–181.
- [**Sin, 1979**] Sin, H., Saka, N., Suh, N. P., 1979. Abrasive wear mechanisms and the grit size effect, *Wear*, Volume 55, pp. 163–190.
- [**Singh, 2015**] Singh, K., Khatirkar, R.K, Sapate, S.G., 2015. Microstructure evolution and abrasive wear behavior of D2 steel, *Wear*, Volume 328–329, pp 206–216.
- [**Speich, 1972**] Speich, G.R., Leslie, W.C., 1972. Tempering of steel, *Metallurgical Transactions*, Volume 3, pp 1043–1054.
- [**Subhash, 2002**] Subhash G, Zhang W., 2002. Investigation of the overall friction coefficient in single-pass scratch test. *Wear*, Volume 252, pp. 123–134.
- [**Sundström, 2001**] Sundström, A., Rendón, J., Olsson, M., 2001. Wear behaviour of some low alloyed steels under combined impact/abrasion contact conditions, *Wear*, Volume 250, no. 1–12, pp. 744–754.
- [**Thomas, 2002**] B. Thomas et J.H Schmitt, Durcissement des aciers : rôle de la microstructure, *Techniques de l'ingénieur*, M4341, *Traités Matériaux Métalliques* (2002).
- [**Tressia, 2017**] Tressia, G., Penagos, J. J., Sinatora, A., 2017. Effect of abrasive particle size on slurry abrasion resistance of austenitic and martensitic steels, *Wear*, Volume 376–377, pp. 63–69.
- [**Tyagi, 2002**] Tyagi, R., Nath, S.K., Ray, S., 2002. Effect of martensite content on friction and oxidative wear behavior of 0.42 Pct carbon dual-phase steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 33, pp 3479–3488.
- [**Tyagi, 2004**] Tyagi, R., Nath, S.K., Ray, S., 2004. Development of wear resistant medium carbon dual phase steels and their mechanical properties, *Materials Science and Technology*, Volume 20, pp. 645–652.
- [**Tylczak, 1992**] J.H. Tylczak, A. Oregon, in: P.J. Blau (Ed.), *ASM Handbook: Friction, Lubrication, and Wear Technology*, vol. 18, ASM International, USA, 1992, p. 337.



**[Variance, 2018]** Wikipedia, 2018, Analyse de la variance. [En ligne] Available at: [https://fr.wikipedia.org/wiki/Analyse\\_de\\_la\\_variance](https://fr.wikipedia.org/wiki/Analyse_de_la_variance).

**[Vencl, 2018]** Vencl, A., Mazeran, P.-E., Bellafkih, S., Noël, O., Wear laws at the nanoscale, Soumis à ACS Nano (2018).

**[Wang, 1996]** Wang, Y., Lei, T., 1996, Wear behavior of steel 1080 with different microstructures during dry sliding, *Wear*, Volume 194, pp. 44–53.

**[Winchell, 1962]** Winchell and Cohen, Transactions of the Metallurgical Society of AIME 224, 638, 1962.

**[Xu, 2013]** Xu, X., Xu, W., Ederveen, F. H., Van Der Zwaag, S., 2013. Design of low hardness abrasion resistant steels, *Wear*, Volume 301, no. 1–2, pp. 89–93.

**[Xu, 2016]** Xu, X., van der Zwaag, S., Xu, W., 2016. The effect of ferrite–martensite morphology on the scratch and abrasive wear behaviour of a dual phase construction steel. *Wear*, Volume 348–349, pp. 148–157.

**[Zhang, 2006]** Zhang, J., 2006. Mémoire de thèse de doctorat: Detection and monitoring of wear using imaging methods, University of Twente, Enschede, The Netherlands.

**[Zhang, 2012]** Zhang, J., Peng, Y., min Liu, H., fei Liu, Y., 2012. Influence of Normal Load, Sliding Speed and Ambient Temperature on Wear Resistance of ZG42CrMo, *Journal of Iron and Steel Research International*, Volume 19, no. 4, pp. 69–74.

**[Zhang, 2015]** Zhang, J., Di, H., Deng, Y., Misra, R. D. K., 2015. Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behavior of martensite–ferrite dual phase steel, *Materials Science & Engineering A*, Volume 627, pp. 230–240.

**[Zhou, 2008]** Zhou, L., Liu, G., Han, Z., Lu, K., 2008. Grain size effect on wear resistance of a nanostructured AISI 52100 steel, *Scripta Materialia*, Volume 58, pp. 445–448.

**[Xu, 2016a]** Xu, X., Van der Zwaag, S., Xu, W., 2016. The effect of ferrite–martensite morphology on the scratch and abrasive wear behaviour of a dual phase construction steel. *Wear*, Volume 348–349, pp. 148–157.

**[Xu, 2016b]** Xu, X., Van der Zwaag, S., Xu, W., 2016. The effect of martensite volume fraction on the scratch and abrasion resistance of a ferrite–martensite dual phase steel, *Wear*, Volume 348–349, pp. 80–88.



## Figures

<b>Figure I-1:</b> Représentation schématique de deux surfaces rugueuses en contact [Zhang, 2006] .....	18
<b>Figure I-2:</b> Représentation schématique d'une (a) aspérité conique dure et d'une (b) aspérité sphérique frottant contre une surface tendre .....	19
<b>Figure I-3:</b> (a) Evolution du coefficient de frottement en fonction de la taille de particules abrasives pour différents métaux [Avient, 1960] et (b) évolution du coefficient de frottement en fonction du rapport w/r [Sin, 1979] .....	21
<b>Figure I-4:</b> Evolution du coefficient de frottement en fonction de la rugosité de surface [Rabinowicz, 1965a].....	22
<b>Figure I-5:</b> (a) Evolution du coefficient de frottement en fonction du chargement normal pour un acier 316L [Jourani, 2015] et (b) évolution du coefficient de frottement en fonction de la distance parcourue pour un acier perlitique [Narayanaswamy, 2016a].....	22
<b>Figure I-6:</b> Micrographies MEB-FEG des surfaces usées d'un (a) pion métallique et d'un (b) papier abrasif [Coronado, 2011b] et (c) représentation schématique du mécanisme d'usure par abrasion par (c) labourage et par (d) coupe.....	24
<b>Figure I-7:</b> Evolution de la section en fonction de l'angle d'attaque pour un cuivre [Sedriks, 1964] .	24
<b>Figure I-8:</b> Micrographies MEB des surfaces usées [Hokkirigawa, 1988b] et représentation schématique [Gahlin, 1998] des trois mécanismes d'usure par abrasion générées pour différentes profondeurs de pénétration d'une particule abrasive dure.....	25
<b>Figure I-9:</b> (a) Caractéristiques du matériau testé et (b) corrélation entre le coefficient de frottement et les mécanismes d'usure pour différent angles d'attaque dans le cas d'un alliage d'aluminium [Mezlini, 2015].....	26
<b>Figure I-10:</b> Représentation schématique de l'usure par adhésion. ....	27
<b>Figure I-11:</b> Micrographies MEB-FEG des surfaces usées d'un (a) pion métallique et d'un (b) papier abrasif [Coronado, 2011b].....	28
<b>Figure I-12:</b> Représentation schématique de l'évolution du taux d'usure en fonction de la taille de particules abrasives [Coronado, 2011a] .....	30
<b>Figure I-13:</b> Evolution du coefficient de frottement en fonction de la dureté du métal [Mokhtar, 1979a].....	33
<b>Figure I-14:</b> Evolution de la résistance à l'usure (1/ taux d'usure) de différents matériaux en fonction de la dureté initiale lors de tests d'abrasion [Sevim, 2006].....	34
<b>Figure I-15:</b> Diagramme des modes d'usure en fonction de l'angle d'attaque et de la dureté [Hokkirigawa et al., 1988a].....	35
<b>Figure I-16 :</b> Représentation schématique de l'action abrasive pour un matériau avec des grands grains et des petits grains [Peng, 2016] .....	37

<b>Figure I-17:</b> Evolution du coefficient de frottement en fonction de la fraction volumique de martensite dans le cas de microstructures dual-phase [Saghafian, 2007] .....	37
<b>Figure I-18:</b> (a) Evolution du coefficient de frottement en fonction de la distance parcourue pour différentes microstructures, (b) compositions chimiques des aciers utilisés (c) représentation schématique du processus d’abrasion d’un grain abrasif en surface [Narayanaswamy, 2016b].....	39
<b>Figure I-19:</b> Evolution de la résistance spécifique à l’usure en fonction de la taille de grains [Xu, 2013].....	40
<b>Figure I-20:</b> a) Evolution de la résistance à l’abrasion en fonction de la fraction volumique de la perlite [Larsen-Badse, 1972] et (b) évolution du taux d’usure en fonction de l’inverse de la distance interlamellaire [Modi, 2003a].....	41
<b>Figure I-21:</b> Evolution de la résistance à l’usure en fonction de la proportion de martensite [Xu, 2013] .....	42
<b>Figure I-22:</b> (a) Evolution de la résistance à l’usure relative en fonction de la dureté [Hawk, 2003] et (b) évolution de la résistance spécifique à l’usure pour une dureté fixe [Narayanaswamy, 2016b] .....	44
<b>Figure II-1:</b> Diagrammes (a) TRC [Desalos, 2004] et (b) TTT [Irsid, 1994] de l’acier faiblement allié 35NCD16.....	51
<b>Figure II-2:</b> Diagrammes (a) TRC et (b) TTT de l’acier faiblement allié 25CD4 [Desalos, 2004] ..	52
<b>Figure II-3:</b> Représentation schématique du cycle de traitements thermiques pour générer une microstructure martensitique trempée .....	54
<b>Figure II-4:</b> Portion du diagramme de phases de l’alliage binaire Fer-Carbone [Met, 1973] complétée à partir des travaux de Mehl et al. [Mehl, 1937] .....	54
<b>Figure II-5:</b> Evolution de la dureté de la martensite et de l’austénite en fonction de la teneur en carbone [Winchell, 1962].....	55
<b>Figure II-6:</b> Micrographies MEB-FEG des microstructures martensitiques trempées dans le cas des aciers (a) 35NCD16 et (b) 25CD4.....	57
<b>Figure II-7:</b> Représentation schématique de la martensite sous forme de lattes pour des aciers avec des teneurs en carbone inférieures à 0,6% [Morito, 2003] .....	57
<b>Figure II-8:</b> Evolution de teneur en austénite résiduelle en fonction de la teneur en carbone [Constant, 1992].....	57
<b>Figure II-9:</b> Cartographies EBSD de (a) figure de pôles inverses (IPF) et (b) de la répartition des phases la microstructure martensitique trempée M1 dans le cas de l’acier 35NCD16 .....	58
<b>Figure II-10:</b> Micrographies MEB-FEG des microstructures martensitiques trempées obtenues pour les échantillons (a) M1, (b) M2 et (c) M3 .....	59
<b>Figure II-11:</b> Représentation schématique du cycle de traitements thermiques permettant de générer une microstructure martensitique revenue.....	60

<b>Figure II-12:</b> Evolution de la macro-dureté en fonction de la température de revenu dans le cas des deux aciers 35NCD16 et 25CD4 .....	62
<b>Figure II-13:</b> Micrographies MEB-FEG des microstructures martensitiques trempées et revenues pour les aciers (a) 25CD4 et (b) 35NCD16 .....	64
<b>Figure II-14:</b> a) Micrographies MEB-FEG et (b) schématisation de la microstructure d'un acier avec une microstructure dual-phase composée de ferrite $\alpha$ et de martensite $\alpha'$ .....	65
<b>Figure II-15:</b> Représentation schématique du cycle de traitements thermiques permettant de générer une microstructure dual-phase composée de ferrite et de martensite .....	65
<b>Figure II-16:</b> Représentations schématiques des cycles de traitements thermiques réalisés permettant de générer des microstructures dual-phase avec les morphologies de colonies de martensite (a) n°1, (b) n°2 et (c) n°3 .....	67
<b>Figure II-17:</b> Diagramme TTT de l'acier 25CD4 décrivant la gamme des durées de maintien isotherme à la température de 725°C permettant de générer la microstructure Dual-Phase n°1.....	69
<b>Figure II-18:</b> Détail du diagramme de phases des alliages binaires Fer-Carbone montrant la gamme de températures du maintien isotherme.....	70
<b>Figure II-19:</b> Micrographies MEB-FEG, macro-duretés et fractions volumiques des phases en présence des microstructures dual-phase (a) DP1b, (b) DP2b et (c) DP3b .....	71
<b>Figure II-20:</b> Représentation schématique des transformations microstructurales mises en jeu lors de la formation de la microstructure dual-phase avec des colonies de martensite de taille importante et de forme équiaxe (Morphologie n°1 (DP1)) .....	71
<b>Figure II-21:</b> Représentation schématique des transformations microstructurales mises en jeu lors de la formation de la microstructure dual-phase avec des colonies de martensite de taille intermédiaire et de forme équiaxe (Morphologie n°2 (DP2)) .....	72
<b>Figure II-22:</b> Micrographies MEB-FEG de la microstructure composée de ferrite hypoeutectoïde et de perlite.....	72
<b>Figure II-23:</b> Représentation schématique des transformations microstructurales mises en jeu lors de la formation de la microstructure dual-phase n°3 avec des colonies de martensite de petite taille et de forme fibreuse (Morphologie n°3 (DP3)).....	73
<b>Figure II-24:</b> Micrographies MEB-FEG de l'empreinte suite à un essai d'indentation (a) dans la martensite, (b) dans la ferrite et au niveau de (c) l'interface entre les deux phases pour la microstructure dual-phase DP1b .....	74
<b>Figure II-25:</b> Micrographies MEB-FEG des portions des grilles d'indentations pour 3 x 3 indentations dans le cas des microstructures dual-phase des échantillons (a) DP1b, (b) DP2b et (c) DP3b .....	75
<b>Figure II-26:</b> Evolution de la macro-dureté pour les trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite en fonction de la durée de maintien isotherme.....	77

<b>Figure II-27:</b> Micrographies MEB-FEG des microstructures dual phase avec différentes morphologies des colonies de martensite.....	78
<b>Figure II-28:</b> Evolution de la fraction volumique de la (a) martensite et de la (b) ferrite en fonction de la macro-dureté et des temps de maintien isotherme pour les trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite.....	79
<b>Figure II-29:</b> Représentation schématique du cycle de traitements thermiques permettant de générer une microstructure multiphasée composée de ferrite, de martensite et de bainite .....	81
<b>Figure II-30:</b> Décomposition de l'austénite conduisant à une microstructure multiphasée dans le cas de l'acier 25CD4 .....	81
<b>Figure II-31:</b> Micrographies MEB-FEG de la microstructure de type multiphasée MP composée de ferrite, martensite et de bainite .....	82
<b>Figure II-32:</b> Micrographies MEB-FEG des microstructures générées pour des macro-duretés similaires dans le cas de l'acier 25CD4.....	83
<b>Figure II-33:</b> Représentation schématique des microstructures générées en fonction des niveaux de dureté et des aciers 25CD4 et 35NCD16.....	85
<b>Figure III-1:</b> Photographies de la mise en place (a) du papier abrasif, (b) du pion dans le porte échantillon et (c) du tribomètre pendant l'application du chargement normal L.....	90
<b>Figure III-2:</b> Micrographies MEB-FEG des surfaces non usées des papiers abrasifs pour des tailles de particules abrasives de (a) 200 $\mu\text{m}$ , (b) 76 $\mu\text{m}$ , (c) 35 $\mu\text{m}$ et (d) 15 $\mu\text{m}$ .....	90
<b>Figure III-3:</b> Représentation schématique des microstructures martensitiques trempées étudiées pour différentes tailles des anciens grains d'austénite.....	93
<b>Figure III-4:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la taille de particules abrasives $\emptyset$ pour des microstructures martensitiques trempées et des chargements normaux L de (a) 50 N et de (b) 110N .....	93
<b>Figure III-5:</b> Représentation schématique des microstructures pour différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée.....	97
<b>Figure III-6:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la macro-dureté H dans le cas de (a et b) l'acier 35NCD16 et de (c et d) l'acier 25CD4 pour des chargements normaux L de (a et c) 50N et de (b et d) 110N.....	98
<b>Figure III-7:</b> Représentation schématique des microstructures dual-phase avec des colonies de martensite de tailles importantes avec une forme équiaxe .....	102
<b>Figure III-8:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la fraction volumique de martensite $\alpha_M$ pour des microstructures dual-phase, pour trois tailles de particules abrasives $\emptyset$ et pour des chargements normaux L de (a) 50N et de (b) 110N.....	102



<b>Figure III-9:</b> Représentation schématique des trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite et pour différentes fractions volumiques de martensite dans le cas de l'acier 25CD4 .....	105
<b>Figure III-10:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la taille de particules abrasives $\Phi$ pour un chargement normal L de 50N et pour une macro-dureté H de (a) 311HV, (b) 411 HV et (c) 500HV.....	106
<b>Figure III-11:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la macro-dureté H pour un chargement normal L de 50N et pour une taille de particules abrasives $\Phi$ de (a) 15 $\mu$ m, (b) 35 $\mu$ m et (c) 200 $\mu$ m .....	107
<b>Figure III-12:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la taille de particule abrasive $\Phi$ pour un chargement normal L de 110N et pour une macro-dureté H de (a) 311HV, (b) 411 HV et (c) 500HV.....	109
<b>Figure III-13:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la macro-dureté H pour un chargement normal L de 110N et pour une taille de particules abrasives $\Phi$ de (a) 15 $\mu$ m, (b) 35 $\mu$ m et (c) 200 $\mu$ m .....	110
<b>Figure III-14:</b> Représentation schématique de l'ensemble des différentes microstructures pour différentes macro-duretés générées dans le cas de l'acier 25CD4 .....	112
<b>Figure III-15:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la macro-dureté H pour un chargement normal L de 50N et pour une taille de particules abrasives $\Phi$ de (a) 15 $\mu$ m, (b) 35 $\mu$ m et (c) 200 $\mu$ m.....	113
<b>Figure III-16:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la macro-dureté H pour un chargement normal L de 110N et pour une taille de particules abrasives $\Phi$ de (a) 15 $\mu$ m, (b) 35 $\mu$ m et (c) 200 $\mu$ m.....	115
<b>Figure III-17:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction du chargement normal L pour différentes tailles de particules abrasives $\Phi$ et différents niveaux de macro-dureté H.....	117
<b>Figure III-18:</b> Représentation schématique de l'effet de la taille de particules abrasives $\Phi$ et du chargement normal sur le coefficient de frottement $\mu$ .....	119
<b>Figure III-19:</b> Représentation schématique de l'évolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la macro-dureté H, de la taille de particules abrasives $\Phi$ et du chargement normal L pour un même acier .....	120
<b>Figure IV-1:</b> (a) Représentation des différents paramètres de rugosité sur la courbe d'Abbott-Firestone permettant de calculer $R_{ktot}$ à partir d'un profil de rugosité 2D [CHCP] et détermination du paramètre (a) $R_k$ à partir d'un profil de rugosité 2D et de la courbe d'Abbott-Firestone [Johansson, 2008].....	127

<b>Figure IV-2:</b> Représentation schématique du sens d'observation des coupes métallographiques d'un pion.....	128
<b>Figure IV-3:</b> Représentation schématique des microstructures martensitiques trempées étudiées pour différentes tailles des anciens grains d'austénite.....	129
<b>Figure IV-4:</b> Evolution du taux d'usure Q en fonction de la taille de particules abrasives $\emptyset$ pour des microstructures martensitiques trempées et des chargements normaux L de (a) 50 N et de (b) 110N	129
<b>Figure IV-5:</b> Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions pour une taille de particules abrasives de (a, b et c) 200 $\mu\text{m}$ , de (d, e et f) 35 $\mu\text{m}$ et de (g, h et i) 15 $\mu\text{m}$ dans le cas des trois microstructures martensitiques trempées (a, d et g) M1, (b, e et h) M2 et (c, f et i) M3.....	133
<b>Figure IV-6:</b> Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des papiers abrasifs pour une taille de particules abrasives de (a, b et c) 200 $\mu\text{m}$ , de (d, e et f) 35 $\mu\text{m}$ et de (g, h et i) 15 $\mu\text{m}$ dans le cas des trois microstructures martensitiques trempées (a, d et g) M1, (b, e et h) M2 et (c, f et i) M3.....	134
<b>Figure IV-7:</b> Micrographies MEB-FEG des (a) débris d'usure et des (b) surfaces usées des papiers abrasifs et (c) spectres EDS pour des tailles de particules abrasives de 15 $\mu\text{m}$ , 35 $\mu\text{m}$ et 200 $\mu\text{m}$ dans le cas de la microstructure martensitique M3.....	135
<b>Figure IV-8:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction du taux d'usure Q dans le cas des microstructures martensitiques trempées pour une taille de particules abrasives de (a) 15 $\mu\text{m}$ , (b) 35 $\mu\text{m}$ et (c) 200 $\mu\text{m}$ et pour un chargement normal L de 50N .....	138
<b>Figure IV-9:</b> Représentation schématique des microstructures pour différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée.....	141
<b>Figure IV-10:</b> Evolution de (a et b) S <sub>ktot</sub> dans le cas de l'acier 35NCD16 et (c, d, e et f) du taux d'usure Q en fonction de la macro-dureté H dans le cas l'acier (a, b, c et d) 35NCD16 et de l'acier (e et f) 25CD4 pour des chargements normaux de (a, c et e) 50N et (b, d et f) 110N.....	143
<b>Figure IV-11:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction du taux d'usure Q pour des microstructures avec différents niveaux d'adoucissement de la martensite trempée pour une taille de particules abrasives $\emptyset$ de (a et c) 35 $\mu\text{m}$ et (b et d) 200 $\mu\text{m}$ et pour un acier (a-b) 35NCD16 et (c-d) 25CD4 .....	147
<b>Figure IV-12:</b> Micrographies MEB-FEG de la (a) microstructure martensitique trempée, de la microstructure martensitique revenue (b) à 400°C et à (c) 600°C dans le cas de l'acier 35NCD16 pour une taille de particules abrasives de 200 $\mu\text{m}$ et un chargement normal de 110N.....	150
<b>Figure IV-13:</b> Représentation schématique des microstructures dual-phase DP1 avec des grandes colonies de martensite équiaxes dans le cas de l'acier 25CD4.....	151
<b>Figure IV-14:</b> Evolution du taux d'usure Q en fonction de la fraction volumique de martensite $\alpha\text{M}$ pour des microstructures de type dual-phase, pour trois tailles de particules abrasives $\emptyset$ et pour des chargements normaux L de (a) 50N et de (b) 110N.....	152

**Figure IV-15:** Évolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction du taux d'usure  $Q$  dans le cas de la microstructure dual-phase n°1 pour différentes fractions volumiques de martensite pour une taille de particules abrasives de (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$  ..... 154

**Figure VI-16:** Représentation schématique des trois microstructures dual-phase avec différentes colonies de martensite et pour des macro-duretés similaires dans le cas de l'acier 25CD4..... 156

**Figure IV-17:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\emptyset$  pour un chargement normal  $L$  de 50N et pour une macro-dureté  $H$  de (a) 311HV, (b) 411 HV et (c) 500HV.. 157

**Figure IV-18:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 50N et pour une taille de particules abrasives  $\emptyset$  de (a) 15 $\mu\text{m}$ , (b) 35 $\mu\text{m}$  et (c) 200 $\mu\text{m}$  . 158

**Figure IV-19:** Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction du taux d'usure  $Q$  dans le cas des microstructures dual-phase avec différentes morphologies de colonies de martensite pour une taille de particules abrasives  $\emptyset$  de (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35 $\mu\text{m}$  et (a) 200  $\mu\text{m}$  ..... 159

**Figure IV-20:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\emptyset$  pour un chargement normal  $L$  de 110N et pour une macro-dureté  $H$  de (a) 311HV, (b) 411 HV et (c) 500HV 160

**Figure IV-21:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 110N et pour une taille de particules abrasives  $\emptyset$  de (a) 15 $\mu\text{m}$ , (b) 35 $\mu\text{m}$  et (c) 200 $\mu\text{m}$  161

**Figure IV-22:** Représentation schématique de l'ensemble des différentes microstructures pour trois macro-duretés similaires dans le cas de l'acier 25CD4..... 163

**Figure IV-23:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\emptyset$  pour différentes microstructures et pour un niveau de macro-dureté  $H$  de (a) 311HV, de (b) 410HV et de (b) 500HV..... 164

**Figure IV-24:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$ , pour une taille de particules abrasives  $\emptyset$  de (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$  et pour un chargement normal  $L$  de 50N ..... 165

**Figure IV-25:** Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction du taux d'usure  $Q$  de différentes microstructures pour des macro-duretés de (a, b et c) 500HV, (d, e et f) 410HV et (g, h et i) 310HV pour des tailles de particules abrasives de (a, d et g) 15  $\mu\text{m}$ , (b, e et h) 35  $\mu\text{m}$  et (c, f et i) 200  $\mu\text{m}$ ... 168

**Figure IV-26:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour une taille de particules abrasives  $\emptyset$  de (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$  et pour un chargement normal  $L$  de 110N..... 169

**Figure IV-27:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction du chargement normal  $L$  pour une taille de particules abrasives  $\emptyset$  de (a, d, g, j et m) 15  $\mu\text{m}$ , (b, e, h, k et n) 35  $\mu\text{m}$  et (c, f, i, l et o) 200  $\mu\text{m}$  et pour un niveau de macro-dureté  $H$  de (a, b et c) 564 HV, (d, e et f) 500 HV, (g, h et i) 410 HV, (j, k et l) 364 HV et , (m, n et o) 310 HV ..... 170

**Figure IV-28:** Evolution du coefficient d'usure  $K$  d'Archard moyenné en fonction de la taille de particules abrasives pour chaque niveau de macro-dureté ..... 174

**Figure IV-29:** Evolution du coefficient d'usure  $K$  d'Archard en fonction de la microstructure pour les trois niveaux de macro-dureté et les trois tailles de particules abrasives ..... 175

**Figure IV-30:** Représentation schématique de l'effet de la taille de particules abrasives sur le taux d'usure, le coefficient et les mécanismes d'usure ..... 178

**Figure IV-31:** Représentation schématique de l'évolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$ , de la taille de particules abrasives  $\Phi$  et du chargement normal  $L$  ..... 179

**Figure V-1:** Représentation schématique des microstructures dual-phase étudiées ..... 187

**Figure V-2:** Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux décrits concernant la résistance spécifique à l'usure pour un chargement normal de 50N ..... 190

**Figure V-3:** Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux décrits concernant la résistance spécifique à l'usure pour un chargement normal de 70N ..... 192

**Figure V-4:** Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux décrits concernant la résistance spécifique à l'usure pour un chargement normal de 110N ..... 193

**Figure V-5:** Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux décrits concernant le coefficient de frottement pour un chargement normal de 50N ..... 196

**Figure V-6:** Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux décrits concernant le coefficient de frottement pour un chargement normal de 70N ..... 198

**Figure V-7:** Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux décrits concernant le coefficient de frottement pour un chargement normal de 110N ..... 199

**Figure B-1:** (a) Micrographie MEB et (b) image traitée par ImageJ dans le cadre de la microstructure DP2c ..... 213

**Figure B-2:** Micrographie MEB dans le cadre de la microstructure DP3c ..... 214

**Figure C-1:** Table de Fisher donnant les valeurs critiques  $c$  [Fisher, 2018] ..... 217

**Figure D-1:** Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\emptyset$  pour un chargement normal  $L$  de 70N dans le cas de microstructures martensitiques trempées ..... 227

**Figure D-2:** Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction de la macro-dureté  $H$  dans le cas de (a et b) l'acier 35NCD16 et de (c) l'acier 25CD4 pour des chargements normaux  $L$  de (a et c) 70N et de (b) 90N ..... 228

**Figure D-3:** Evolution du coefficient de frottement  $\mu$  en fonction du chargement normal  $L$  pour différentes tailles de particules abrasives  $\emptyset$  de (a) 200  $\mu\text{m}$ , (b) 125  $\mu\text{m}$ , (c) 76  $\mu\text{m}$ , (d) 60  $\mu\text{m}$  et (e) 35  $\mu\text{m}$  dans le cas de l'acier 35NCD16 ..... 229

<b>Figure D-4:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la fraction volumique de martensite $\alpha M$ pour des microstructures de type dual-phase DP1, pour trois tailles de particules abrasives $\emptyset$ et pour un chargement normal L de 70N .....	229
<b>Figure D-5:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la macro-dureté H pour un chargement normal L de 70N, pour les trois microstructures DP1, DP2 et DP3 et pour des tailles de de particules abrasives $\emptyset$ (a) 15 $\mu\text{m}$ , (b) 35 $\mu\text{m}$ et (c) 200 $\mu\text{m}$ .....	230
<b>Figure D-6:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la taille de particules abrasives $\emptyset$ pour un chargement normal L de 70N et pour les trois microstructures DP1, DP2 et DP3 avec des macro-duretés de (a) 311HV (b) 411HV et (c)500HV .....	230
<b>Figure D-7:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la taille de particules abrasives $\emptyset$ pour un chargement normal L de 50N et pour différentes microstructures avec des macro-duretés de (a) 311HV, (b) 410HV et (c) 500HV .....	231
<b>Figure D-8:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la macro-dureté H pour un chargement normal L de 70N, pour différentes microstructures et pour des tailles de de particules abrasives $\emptyset$ (a) 15 $\mu\text{m}$ , (b) 35 $\mu\text{m}$ et (c) 200 $\mu\text{m}$ .....	231
<b>Figure D-9:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la taille de particules abrasives $\emptyset$ pour un chargement normal L de 70N et pour différentes microstructures avec des macro-duretés de (a) 311HV, (b) 410HV et (c) 500HV .....	232
<b>Figure D-10:</b> Evolution du coefficient de frottement $\mu$ en fonction de la taille de particules abrasives $\emptyset$ pour un chargement normal L de 110N et pour différentes microstructures avec des macro-duretés de (a) 311HV, (b) 410HV et (c) 500HV .....	232
<b>Figure E-1:</b> Evolution du taux d'usure Q en fonction de la taille de particules abrasives $\emptyset$ pour un chargement normale L de 70N dans le cas de microstructures martensitiques trempées.....	233
<b>Figure E-2:</b> Evolution du taux d'usure Q en fonction de la macro-dureté H dans le cas de (a et b) l'acier 35NCD16 et de l'acier (c) 25CD4 pour des chargements normaux de (a et c) 70N et (b) 90N et pour deux tailles de particules abrasives $\emptyset$ .....	234
<b>Figure E-3 :</b> Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des (a, c, e, g, i et k) pions et des (b, d, f, h, j et l) papiers abrasifs pour les microstructures (a-d) m1, (e-h) r3 et (i-l) r5 dans le cas de l'acier 35NCD16 et pour deux tailles de particules abrasives .....	235
<b>Figure E-4:</b> Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions pour les microstructures (a, e et i) M1, (b, f et j) R1, (c, g et k) R2 et (d, h et l) R3 dans le cas de l'acier 25CD4 et pour les trois tailles de particules $\emptyset$ .....	236
<b>Figure E-5:</b> Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des papiers abrasifs pour les microstructures (a, e et i) M1, (b, f et j) R1, (c, g et k) R2 et (d, h et l) R3 dans le cas de l'acier 25CD4 et pour les trois tailles de particules $\emptyset$ .....	237

**Figure E-6:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction du chargement normal  $L$  pour différentes tailles de particules abrasives  $\emptyset$  de (a) 200  $\mu\text{m}$ , (b) 125  $\mu\text{m}$ , (c) 76  $\mu\text{m}$ , (d) 60  $\mu\text{m}$  et (e) 35  $\mu\text{m}$  dans le cas de l'acier 35NCD16 ..... 238

**Figure E-7:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la fraction volumique de martensite  $\alpha M$  pour des microstructures de type dual-phase DP1 pour trois tailles de particules abrasives  $\emptyset$  et pour un chargement normal  $L$  de 70N ..... 238

**Figure E-8:** Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions pour les microstructures dual-phase DP1 pour différentes fractions volumiques de martensite associées aux échantillons (a, d et g) DP1a, (b, e et g) DP1b et (c, f et h) DP1d pour les trois tailles de particules abrasives  $\emptyset$  et pour un chargement normal de 50N ..... 239

**Figure E-9:** Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des papiers abrasifs pour les microstructures dual-phase DP1 pour différentes fractions volumiques de martensite associées aux échantillons (a, d et g) DP1a, (b, e et g) DP1b et (c, f et h) DP1d pour les trois tailles de particules  $\emptyset$  pour un chargement normal de 50N ..... 240

**Figure E-10:** Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des (a,c,e,g,i,k) pions et (b,d,f,h,j,l) des papiers abrasifs pour les trois tailles de particules abrasives  $\emptyset$  dans le cas des microstructures dual-phase DP1 associées aux échantillons (a, b, e, f, i, j) DP1a et (c, d, g, h, k et l) DP1d pour un chargement normal de 110N ..... 241

**Figure E-11:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\emptyset$  pour un chargement normal  $L$  de 70N et pour les trois microstructures DP1, DP2 et DP3 avec des macro-duretés de (a) 311HV (b) 411HV et (c)500HV ..... 242

**Figure E-12:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 70N, pour les trois microstructures DP1, DP2 et DP3 et pour des tailles de de particules abrasives  $\emptyset$  de (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$  ..... 242

**Figure E-13:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la macro-dureté  $H$  pour un chargement normal  $L$  de 70N, pour différentes microstructures et pour des tailles de de particules abrasives  $\emptyset$  (a) 15  $\mu\text{m}$ , (b) 35  $\mu\text{m}$  et (c) 200  $\mu\text{m}$  ..... 243

**Figure E-14:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\emptyset$  pour un chargement normal  $L$  de 70N et pour différentes microstructures avec des macro-duretés de (a) 311HV, (b) 410HV et (c)500HV ..... 243

**Figure E-15:** Evolution du taux d'usure  $Q$  en fonction de la taille de particules abrasives  $\emptyset$  pour un chargement normal  $L$  de 110N et pour différentes microstructures avec des macro-duretés de (a) 311HV, (b) 410HV et (c)500HV ..... 244

**Figure E-16:** Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions pour les cinq microstructures présentant une macro-dureté de 310HV, pour trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N ..... 245



**Figure E-17:** Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des papiers abrasifs pour les cinq microstructures présentant une macro-dureté de 310Hv, pour trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N ..... 246

**Figure E-18:** Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions pour les cinq microstructures présentant une macro-dureté de 410HV, pour trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N ..... 247

**Figure E-19:** Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des papiers abrasifs pour les cinq microstructures présentant une macro-dureté de 410Hv, pour trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N ..... 248

**Figure E-20:** Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions pour les cinq microstructures présentant une macro-dureté de 500HV, pour trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N ..... 249

**Figure E-21:** Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des papiers abrasifs pour les cinq microstructures présentant une macro-dureté de 500HV, pour trois tailles de particules abrasives et pour un chargement normal de 50N ..... 250

**Figure E-22:** Micrographies MEB-FEG des surfaces usées des pions et des papiers abrasifs pour la microstructure dual-phase DP1d pour deux tailles de particules abrasives et pour trois chargements normaux..... 251



## Tableaux

<b>Tableau II-1:</b> Composition chimique de l'acier faiblement allié 35NCD16 (en wt%).....	50
<b>Tableau II-2:</b> Composition chimique de l'acier faiblement allié 25CD4 (en wt%).....	51
<b>Tableau II-3:</b> Tableau récapitulatif des microstructures générées en fonction des aciers 35NCD16 et 25CD4 .....	53
<b>Tableau II-4:</b> Températures et durées d'austénitisation pour les deux aciers 35NCD16 et 25CD4 ....	56
<b>Tableau II-5:</b> Températures et durées d'austénitisation et de revenu pour les deux aciers 35NCD16 et 25CD4 .....	61
<b>Tableau II-6:</b> Tableau récapitulatif des échantillons générés pour des macro-duretés similaires dans le cas de microstructures martensitiques trempées et de microstructures martensitiques revenues pour l'acier 25CD4 .....	66
<b>Tableau II-7:</b> Durées de maintien isotherme $t_{min}$ conduisant à la génération de trois microstructures dual-phase avec différentes morphologies des colonies de martensite pour une macro-dureté de 409 Hv.....	68
<b>Tableau II-8:</b> Tableau répertoriant les résultats de nanoindentation en fonction des trois microstructures dual-phase (DP1b, DP2b et DP3b) avec différentes morphologies de colonies de martensite .....	74
<b>Tableau II-9:</b> Durées de maintien isotherme conduisant à la génération de microstructures dual-phase avec différentes colonies de martensite pour différentes macro-duretés.....	76
<b>Tableau III-1:</b> Tableau récapitulatif des paramètres de tests étudiés pour chacune des études menées. ....	92
<b>Tableau C-1:</b> Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de nanoindentation réalisés pour les trois microstructures dual-phase .....	218
<b>Tableau C-2:</b> Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de nanoindentation réalisés au niveau de la martensite pour les deux microstructures dual-phase n°1 et n°2 .....	219
<b>Tableau C-3:</b> Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de nanoindentation réalisés au niveau de la ferrite pour les deux microstructures dual-phase n°1 et n°2220	
<b>Tableau C-4:</b> Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de macro-dureté réalisés pour trois microstructures dual-phase .....	221
<b>Tableau C-5:</b> Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de macro-dureté réalisés pour trois microstructures dual-phase .....	221

<b>Tableau C-6:</b> Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de macro-dureté réalisés pour trois microstructures dual-phase .....	222
<b>Tableau C-7:</b> Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des estimations de la fraction volumique de martensite pour trois microstructures dual-phase.....	223
<b>Tableau C-8:</b> Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des estimations de la fraction volumique de martensite pour trois microstructures dual-phase.....	223
<b>Tableau C-9:</b> Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des estimations de la fraction volumique de martensite pour trois microstructures dual-phase.....	224
<b>Tableau C-10:</b> Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de macro-dureté réalisés pour cinq microstructures .....	225
<b>Tableau C-11:</b> Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de macro-dureté réalisés pour cinq microstructures .....	225
<b>Tableau C-12:</b> Tableau récapitulatif des données calculées pour l'ensemble des essais de macro-dureté réalisés pour cinq microstructures .....	226
<b>Tableau E-1:</b> Paramètres a, b et R associés à la Figure IV-20 pour les microstructures présentant une macro-dureté moyenne de 310HV .....	252
<b>Tableau E-2:</b> Paramètres a, b et R associés à la Figure IV-20 pour les microstructures présentant une macro-dureté moyenne de 410HV .....	252
<b>Tableau E-3:</b> Paramètres a, b et R associés à la Figure IV-20 pour les microstructures présentant une macro-dureté moyenne de 500HV .....	252