

Chapitre 4

Les traitements thermiques

Introduction

Dans les chapitres précédents, nous avons discuté les diagrammes de phases qui indiquent quelles sont les phases en équilibre thermodynamique. Ensuite, nous avons développé quelles étaient les structures qui se formaient dans un métal réel lors d'une transformation de phase. En chapitre 3, nous avons introduit en quelle mesure les différents éléments de la microstructure contribuaient à la résistance mécanique d'un matériau. Nous avons constaté que les microstructures et leur effet sur les propriétés mécaniques étaient—sous un point de vue thermodynamique—majoritairement métastables. Selon les applications, on souhaite être plus proche ou plus loin de l'équilibre. Il s'avère que la voie à suivre pour s'approcher ou pour s'éloigner de l'équilibre passe quasiment toujours par un traitement thermique. Ce constat seul donnerait ample raison pour regarder les traitements thermiques de plus près. Une deuxième raison réside dans le fait que les métaux, qui obtiennent leurs propriétés particulières par un traitement thermique, sont livrés dans un état de base et il est laissé aux soins de l'utilisateur de faire le traitement thermique. La raison pour cela est que l'usinage p.ex. des aciers trempable est beaucoup plus facile à faire dans l'état de base que dans l'état durci.

Pour illustrer les différents traitements thermiques nous donnons dans ce qui suit, la température, à laquelle chaque traitement est fait, est donnée pour le cas important des aciers faiblement alliés et est indiqué dans le diagramme de phase Fe-C, cf. fig. 4.1. En fait, des faibles concentrations d'élément d'alliages (autre que le carbone) n'ont pas une très forte influence sur ce diagramme de phase, et ce dernier est applicable également à ces alliages-là. Dans l'idée de faire transférables les températures pour ce cas précis aux autres métaux, nous donnons également les températures homologues respectives. La température homologue est la fraction de la température sous considération par rapport au point de fusion du métal en question (les deux évidemment en Kelvin). Pour l'aluminium, 200°C sont donc $0.5 T_{\text{fusion}} ((273+200)/(660+273))$. Pour le fer, 200°C correspondent à une température homologue de 0.26 $(473/(1539+273))$.

Les traitements d'homogénéisation

L'homogénéisation après la solidification

Un traitement d'homogénéisation a comme but de repartir les éléments d'alliages d'une manière homogène, d'où le nom. Un tel traitement s'impose p.ex. pour des pièces coulées qui souffrent de la ségrégation mineure (cf. Chapitre 2, La solidification). Puisque les vitesses de diffusion des atomes en substitution sont très lentes (de l'ordre $D=10^{-10}$ cm²/s à 70 pour cent du point de fusion), des inhomogénéités de composition avec une longueur caractéristique de 30 µm (cf. image 2.6 à droite) mettent de l'ordre de 10^4 - 10^5 s (env. 1 jour) pour être homogénéisées. Il est

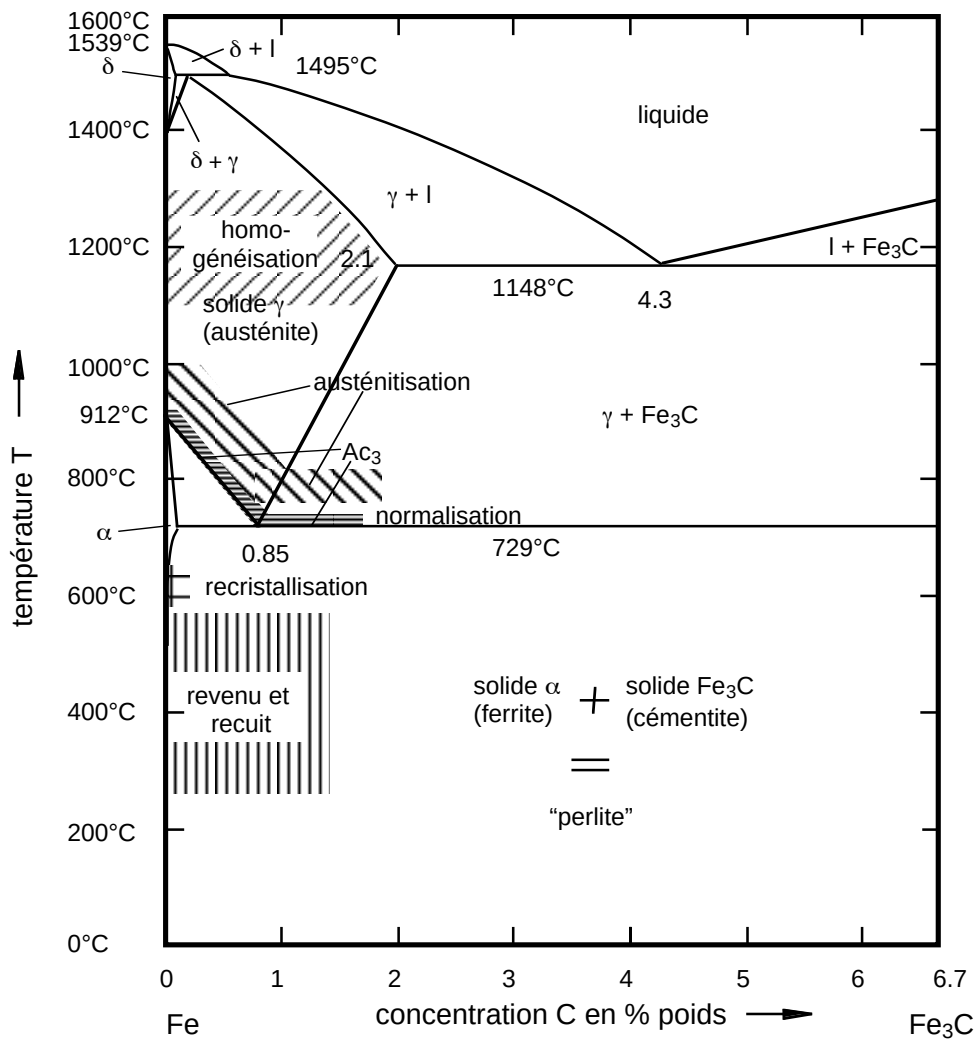


Fig. 4.1: Le diagramme de phase Fe-C dans la gamme d'intérêt technique. Les températures des différents traitements thermiques sont indiquées en fonction de la teneur en carbone.

vite vu que des inhomogénéités de plus grande longueur d'onde, mettons de l'ordre du mm, ne peuvent techniquement et économiquement ne pas être équilibrées. Puisque l'on recherche une répartition des éléments d'alliages homogènes, un tel traitement se fait en général à des conditions où l'alliage est monophasé. Pour un acier faiblement allié, ceci veut dire à une température où la phase γ (l'austénite) est seule stable. C'est pour cela que la température minimale d'homogénéisation monte légèrement à des teneurs en carbone plus élevées que 1.2-1.3 pour cent poids, car autrement des carbures du type Fe_3C se forment.

La température est limitée vers le haut par la tendance du grossissement des grains, ce qui rend le métal moins ductile. Dans certains cas, p.ex. pour l'usinage des aciers, la structure à grains gros est souhaitable parce qu'elle fait le copeau cassant. Pour la plupart des autres situations une structure à grain fin est souhaitable. C'est pour cela que les traitements d'homogénéisation sont conduits avant les procédés de mise en forme, comme le forgeage, le laminage, l'extrusion, le tréfilage et d'autres, qui permettent de retrouver une structure fine par une recristallisation (voir plus bas).

La mise en solution

Pour les alliages durcissables par précipitation, la solution solide initiale et, après refroidissement, sursaturée est d'importance primordiale pour une formation de précipités homogène. Puisque dans les systèmes avec durcissement structural (un autre terme pour le durcissement par précipitation), la solubilité monte avec la température, la mise en solution est souvent faite près du solidus de l'alliage en question (mais en général en dessous d'une éventuelle température eutectique). Ceci est montré à l'exemple du système Al-Cu, cf. fig. 4.2: alors que le solidus pour

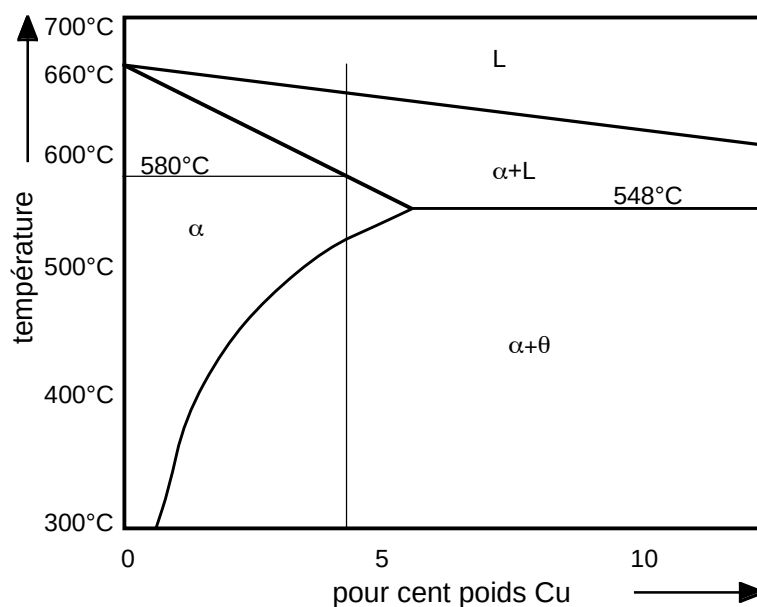


Fig. 4.2: Système binaire de Al-Cu. La température de mise en solution est choisie pour qu'elle reste en dessous de la température eutectique pour éviter la réfusé locale.

un alliage standard de Al-4.5Cu (la teneur de cuivre en pour cent poids) est à 580°C, la mise en solution se fait à environ 520 °C (pour des alliages avec plus de constituants, donc Mg, Ag, etc. la température de mise en solution est plutôt vers 500°C). La raison est, qu'à des endroits où il y a, dû à la ségrégation, une composition eutectique, on court le risque de refondre localement l'alliage avec des conséquences néfastes pour les propriétés mécaniques.

L'austénitisation

Un autre cas de mise en solution avec le but de créer une répartition homogène des éléments d'alliages est l'austénitisation des aciers avant la trempe. Elle est typiquement conduite à 30 à 50 K en dessus de la température dite A_{c3} ce qui est pour les aciers hypoeutectoïds (donc ceux avec moins que 0.85% poids de carbone) la ligne solvus du ferrite (donc la ligne dans le diagramme de phase limitant le champ $\alpha+\gamma$ vers le haut). Pour les aciers hypereutectoïds, la température A_{c3} correspond à la température eutectoïde. Il est évident du diagramme de phase, fig. 4.1, que pour les aciers hypereutectoïds, l'austénitisation ne mène pas à une structure monophasée. La raison pour ce choix est que la température nécessaire pour dissoudre tout le carbone dans l'austénite engendrait une croissance des grains ce qui n'est pas souhaitable, étant donné que la performance de la martensite (formée après la trempe) est fortement influencée par la taille des grains dans l'austénite de départ. En fait, la présence de ces carbures secondaires aide même de stabiliser les joints de grains et ainsi d'arriver à une structure martensitique fine. Autrement, une teneur élevée en carbone diminue la température de formation de la martensite et laisserait une certaine fraction volumique de l'austénite non-transformée, ce qui est surtout déroutant si ensuite un revenu est envisagé (voir plus bas).

Le revenu et le recuit

Après des étapes de mise en forme à froid, le métal contient un grand nombre de défauts cristallins ponctuels et de dislocations qui lui confèrent une résistance mécanique augmentée. En même temps la ductilité du matériau est réduite. Pour regagner de la ductilité, p.ex. pour pouvoir continuer la déformation à froid comme le laminage ou le tréfilage, il faut enlever une partie des dislocations. Le traitement thermique qui mène à ce but est appelé un revenu, si les défauts et les dislocations sont partiellement enlevés ou réarrangés, et il est appelé un recuit si les dislocations sont ôtées au plus possible, éventuellement en engendrant une recristallisation, si les conditions y sont favorables (voir plus basse).

La diminution du nombre de défauts et de la densité de dislocation se fait en étapes: à des températures homologues de 0.3, les défauts ponctuels sont enlevés (donc des lacunes ou des auto-interstitiels). A partir d'une température homologue de 0.4 environ, les dislocations commencent à bouger sous l'effet des forces répulsives ou attractives entre elles. D'abord, les dislocations de signe opposé s'anéantissent mutuellement. Les dislocations de même signe s'arrangent pour minimiser leur énergie. Comme nous avons mentionné lors de la discussion des sous-joints de grain, les dislocations de même signe minimisent leur énergie en se mettant l'une en dessus de l'autre. Ce phénomène lors du revenu est appelé « polygonisations » des dislocations,

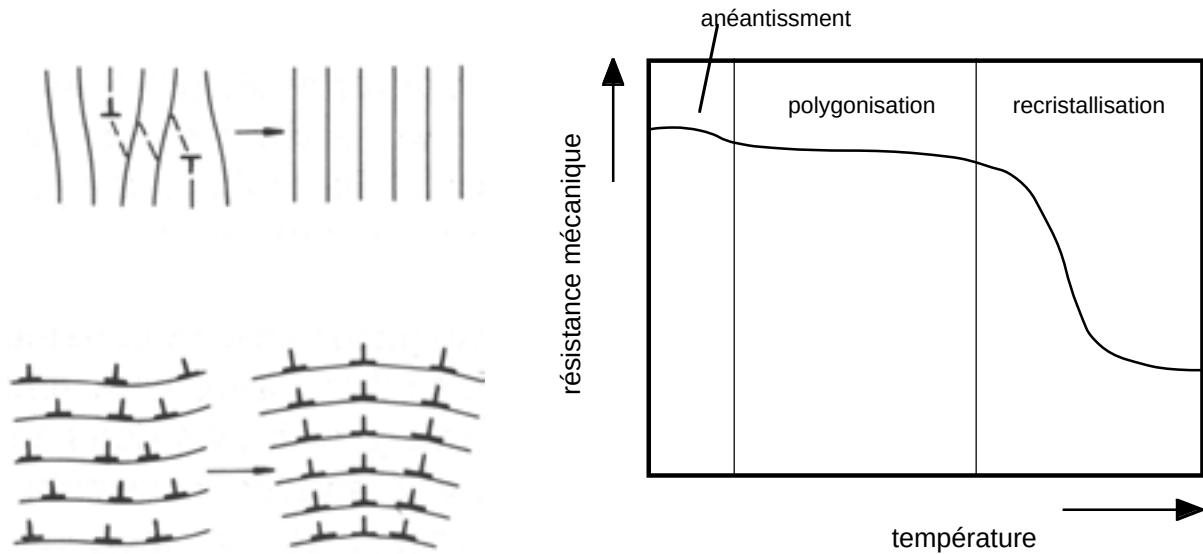


Fig. 4.3: A gauche: Changement d'arrangement de dislocations: anéantissement de dislocations de signe opposé (en haut) et polygonisation de dislocations de même signe (en bas). A droite: Evolution de la résistance mécanique avec la température de revenu.

cf. fig. 4.3 à gauche. L'évolution de la résistance mécanique schématisée en fonction de la température de revenu est donnée en fig. 4.3 à droite. On peut observer une légère diminution lors du rétablissement des défauts ponctuels. A plus haute température un deuxième palier est atteint après la polygonisation. La chute principale en résistance mécanique se produit lors de la recristallisation.

La recristallisation

La recristallisation est un processus lors duquel la structure granulaire est renouvelée, tel que lors d'une transformation de phase, sans pour autant changer ni la composition ni la symétrie cristalline de la phase. La force motrice, Δg_v , pour ce renouvellement est au premier abord l'énergie stockée dans les dislocations

$$\Delta g_v = \rho \cdot G \cdot b^2 \quad (4.1)$$

avec ρ la densité de dislocation (longueur de ligne par volume), G le module de cisaillement et b le vecteur de Burgers. Notons que Δg_v ne dépend pas de la température. La recristallisation nécessite une germination de nouveaux grains, qui est quasiment toujours hétérogène utilisant des fautes d'empilement et des joints de grains de la microstructure mère comme sites de germination, fig. 4.4 à gauche. En contraste avec la germination lors de la transformation de phase proprement dite, le taux de germination passe donc pas par un maximum, mais augmente pour une enthalpie libre Δg_v donnée, d'une manière continue avec la température, cf. fig. 4.4 à droite. Par contre, la probabilité, p_R , qu'un germe de matière recristallisé se forme dans un

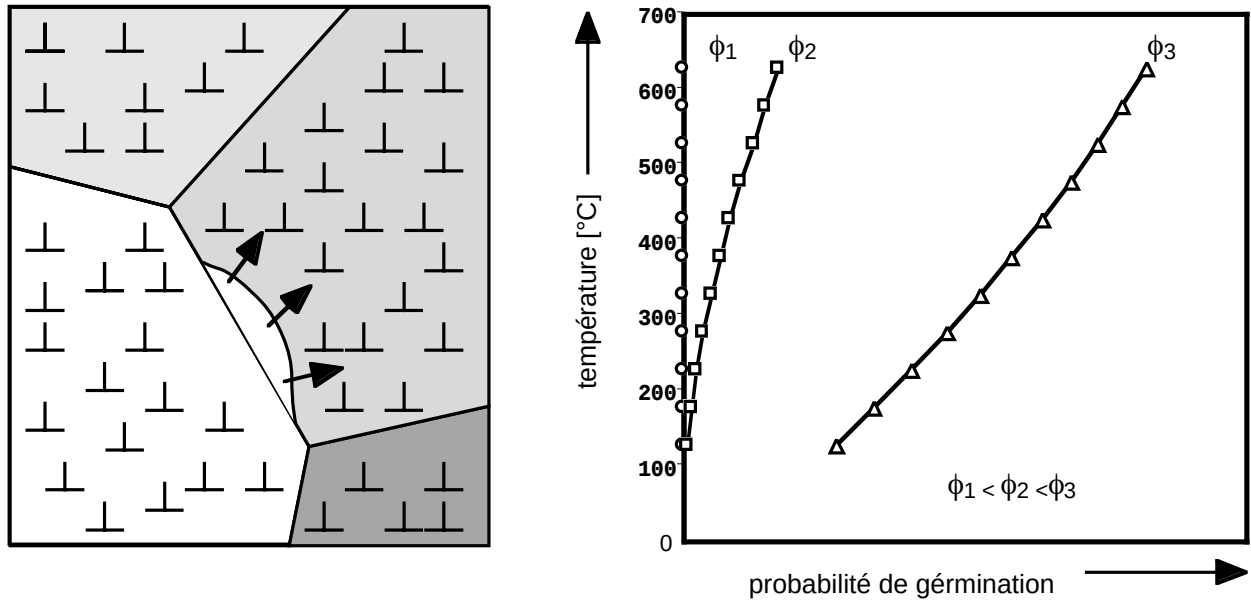


Fig. 4.4: A gauche: Germe de recristallisation se formant sur un joint de grains de la phase mère. A droite: Evolution de la probabilité p_R de former un germe stable en fonction de la température montrée pour trois densités de dislocations différentes.

volume donné dans un intervalle de temps donné, est déterminée par le rapport d'énergie d'activation, ΔG^* , et l'énergie thermique, kT

$$p_R \propto \exp\left[-\Delta G^*/kT\right] \quad (4.2)$$

En analogie avec l'équation (2.9), ΔG^* est donnée par

$$\Delta G^* = A \frac{\gamma^3}{\rho^2 \cdot G^2 \cdot b^4} \quad (4.3)$$

où A tient compte du fait que la germination est hétérogène. Une fois qu'un germe stable est formé, il va croître proportionnellement à la vitesse, v , de transfert de la phase mère à la nouvelle phase, processus, à qui est associé une énergie d'activation, Q_T :

$$v \propto \exp\left[-Q_T/kT\right] \quad (4.4)$$

Nous disposons maintenant de tous les éléments pour comprendre le diagramme de recristallisation, cf. fig. 4.5: la recristallisation « technique », c'est-à-dire, qui se passe à temps fini, nécessite une *déformation minimale* pour avoir lieu. Cette déformation minimale augmente avec une diminution de la température. Elle est due au fait que, pour avoir une probabilité finie de germination, l'énergie d'activation doit diminuer lors que la température est diminuée. Le seul paramètre qui peut être affecté est la densité de dislocation, ρ , qui doit augmenter pour garder la

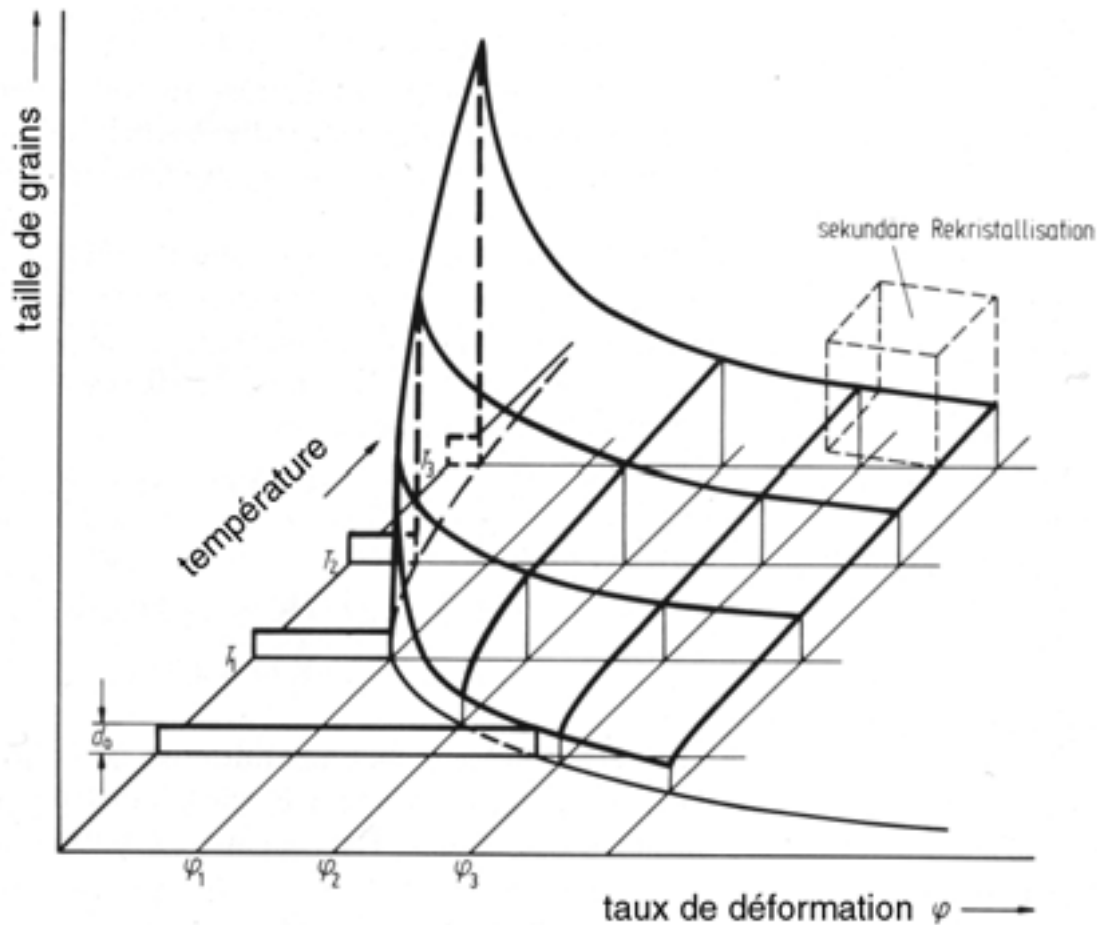


Fig. 4.5: Diagramme de recrystallisation. A déformation plus élevée, la recrystallisation prend lieu jusqu'à plus basse température. Les grains sont plus grands, plus la température est élevée et plus la déformation est faible. Il y a pour chaque température une déformation minimale en dessous de laquelle la recrystallisation n'a pas lieu.

probabilité de germination constante. Inversement, à une déformation donnée, la recrystallisation se produit qu'à partir d'une certaine température.

Le deuxième élément marquant dans le graphique 4.5 est que la taille des grains augmente fortement plus la température est élevée et plus la déformation est petite. On peut comprendre ce phénomène en raisonnant qu'à température élevée, le rapport entre taux de germination et vitesse de croissance est diminué: donc, une fois un germe est formé, il croît très rapidement. A déformation faible, le taux de germination est faible. Cette combinaison de vitesse de croissance et de taux de germination mène à la formation de gros grains.

L'utilité de la recrystallisation dans la technique est—mise à part la restitution de la ductilité mentionnée plus haut—le raffinement de la taille des grains, ce qui augmente la ductilité, la résilience et la résistance du matériau. Le raffinement de grain est le seul mécanisme de durcissement qui ne diminue pour autant la ductilité et la ténacité d'un matériau. L'efficacité du procédé est augmenté en combinaison avec des particules fines distribué dans la phase mère ce qui diminue la vitesse de croissance des grains en « clouant » les joints de grains. Dans les aciers

à construction faiblement alliés, c'est le mécanisme clé pour leur propriétés mécaniques performantes. De même, dans les alliages cuivre à haute résistance combinée avec une bonne conductibilité électrique, ceci est un des trois mécanismes de renforcement.

La trempe

Après avoir discuté les procédés qui ramènent la microstructure vers un état plus stable, nous nous tournons vers les traitements thermiques qui engendrent des états métastables. En règle générale ils sont constitués par une mise en équilibre à haute température et un refroidissement rapide, appelé une trempe, qui retient la situation de l'équilibre à haute température à une plus basse température qui alors ne correspond plus à l'équilibre. Des exemples sont l'austénitisation des aciers suivi d'une trempe pour éviter la formation des structures partiellement ou entièrement perlitique et la mise en solution et refroidissement rapide pour former une solution solide sursaturée, cf. les alliages Al-Cu. Pour des compositions d'alliages, qui sont monophasés à toute température et ne montrent pas de transformation de phase la trempe n'a a priori pas de sens.

Dans ce dernier cas, une trempe peut néanmoins être utile pour engendrer un certain profil des contraintes internes, cf. fig. 4.6. Considérons un cylindre, qui est à une température élevée: un refroidissement rapide mène à une distribution de température comme indiqué en fig. 4.6. De ce fait, la surface aurait tendance de se rétrécir plus fortement que le centre, ce qui déforme le centre légèrement en compression tandis que la couche à la surface s'allonge. Puisque les températures sont alors encore assez élevées, la déformation imposée est de nature plastique. Dans la suite du

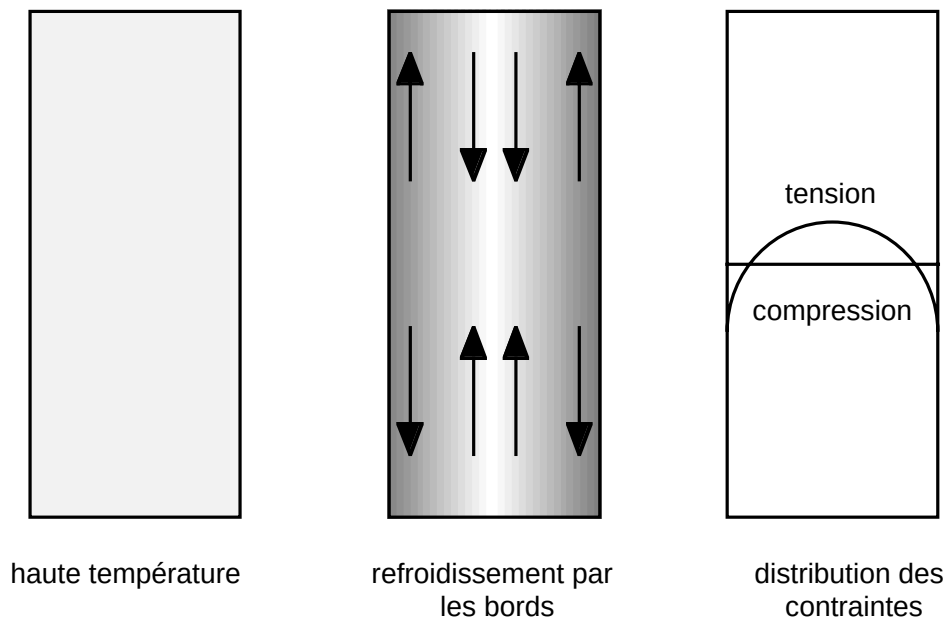


Fig. 4.6: Evolution des contraintes internes lors du refroidissement rapide d'un matériau sans transformations de phase lors du refroidissement. Après la trempe la surface est sous contraintes en compression ce qui rend le matériau plus résistant contre l'amorçage d'une fissure p.ex. pendant la fatigue en flexion.

refroidissement, la surface se rétrécit que peu tandis que le cœur du cylindre se rétrécit plus dû à la différence de température plus élevée par rapport à la température finale après terminaison du refroidissement. Puisque les températures sont, dans cette deuxième partie, plus basses, la déformation différentielle entre cœur et surface se traduit en déformation élastique, voire des contraintes résiduelles, cf. fig. 4.6. Une telle structure est fortement souhaitable dans des applications sous charge en fatigue en flexion, car les contraintes compressives résiduelles aux bords contrent la distribution des contraintes en flexion qui a des maxima aux surfaces.

De l'exemple donné, on voit bien que le refroidissement n'a pas lieu à même vitesse aux bords comme au cœur d'une pièce trempée. La différence est fonction des dimensions de la pièce, de la diffusivité thermique et de la vitesse de refroidissement. Or, de telles différences en vitesse de refroidissement peuvent mener à des différentes microstructures à la surface et au cœur d'une pièce après trempe: à la surface, le refroidissement rapide peut éviter toute transformation basée sur la diffusion, tandis qu'au centre, le refroidissement est ralenti et des transformations nécessitant la diffusion sont plus probables. Cette multitude d'états de la microstructure est surtout important pour les aciers au carbone faiblement alliés. Pour permettre de bien choisir les conditions de refroidissement il existe deux types de diagrammes qui sont établis et catalogués pour chaque matériau, et qui sont présentés dans ce qui suit.

Le diagramme Temps–Température–Transformation (TTT)

Les diagrammes TTT indiquent les résultats d'une *transformation isotherme* après refroidissement ultra-rapide à la température d'intérêt, cf. fig. 4.7, suivi d'un maintien à cette température. Physiquement, un tel traitement est réalisé en trempant un bout de métal dans un bain liquide à la température souhaitée. Ensuite, on sort l'éprouvette après des différents temps et fait une analyse metallographique de la structure pour déterminer la fraction transformer après les différents temps. Pour des températures allant jusqu'à 250°C on peut trouver des huiles, pour les températures plus élevées on se sert de bain de sel. Puisqu'il s'agit des diagrammes pour des transformations isothermes, on peut les lire qu'à température constante c'est-à-dire: *qu'en ligne horizontale*. Les courbes limitant les domaines des différentes phases sous forme de nez indiquent, en fonction de la température, après combien de temps de maintien les différentes phases commencent à se former et quand leur formation est terminée. Pour notre exemple en fig. 4.7, on peut donc trouver qu'à partir de 20 secondes de maintien à température 600°C, commence à se former la ferrite proeutectoïde. De même après 50 secondes la décomposition eutectoïde en ferrite et carbure, donc la perlite, commence. Elle est terminée après à peu près 15 minutes. Toute à droite on peut encore trouver la dureté qui résulte de cette transformation. Pour notre cas à 600°C elle prend une valeur de 30 sur l'échelle HRC (pour conversion en HV: voir fig. 3.13)

La forme des nez est en fait liée au taux de germination discuté en chapitre 2: à température près de l'équilibre le taux de germination est bas (manque de surfusion), et beaucoup plus bas en température c'est la vitesse de déformation qui limite et le taux de germination et la croissance à partir des germes stables. Entre deux, le taux de germination passe par un maximum et ceci se reflète dans une température intermédiaire à laquelle la transformation est la plus rapide.

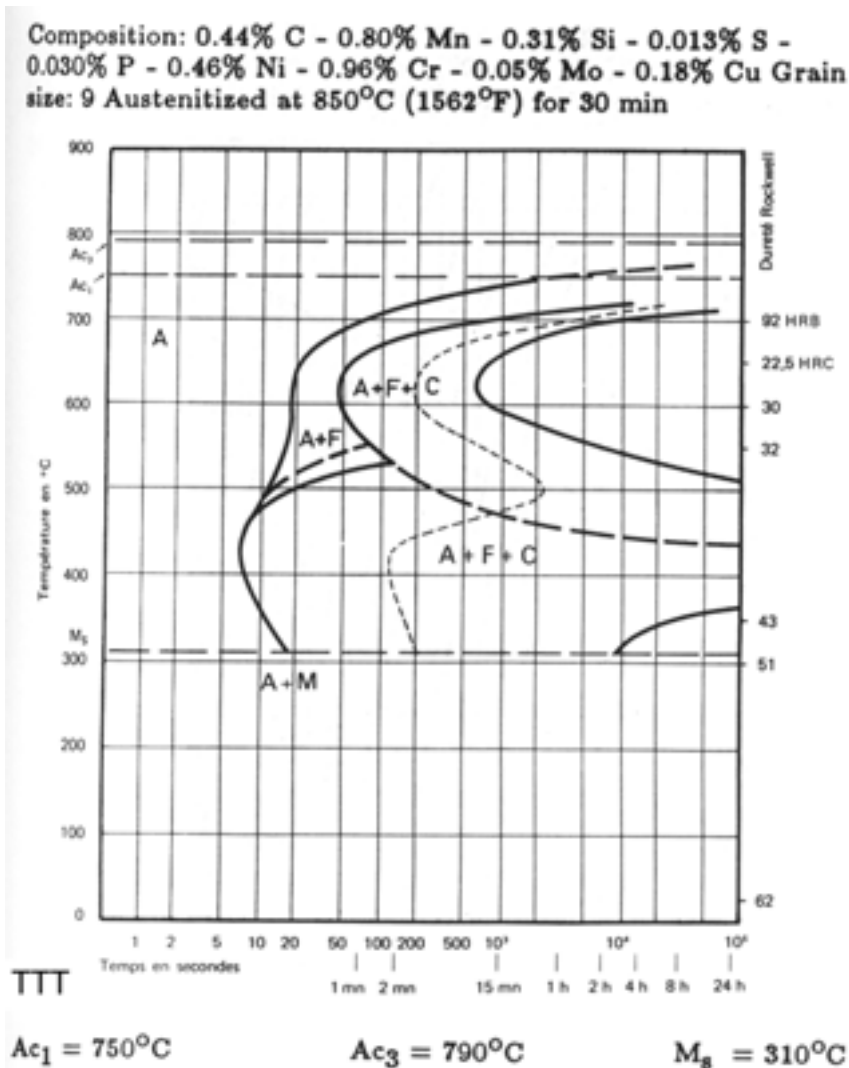


Fig. 4.7: Diagramme TTT pour un acier de composition donnée en tête du graphique. Suivant la vitesse de refroidissement la microstructure et la dureté du matériau peuvent être déduit du diagramme. Pour cet acier, une trempe à l'huile mène à la surface à une dureté de , tandis qu'au centre la

Encore un mot au sujet de la vitesse de transformation. Selon la figure 2.3, le taux de germination prend à priori une valeur fixe pour une température donnée. Par contre, lorsque les germes continuent à grandir, il reste de moins en moins de volume pour former des germes parce qu'une partie du volume est déjà transformée. Les germes qui ont déjà été formés vont croître avec le temps, cf. fig. 4.8 à gauche. Selon la dimensionalité n de leur croissance ($n=1$ pour une transformation unidirectionnelle, $n=2$ pour une transformation dans un plan, et $n=3$ pour un agrandissement des germes dans toutes les directions) le volume transformé va augmenter en fonction du temps comme

$$V_T = V_o \left(1 - \exp \left[-k \cdot t^{n+1} \right] \right) \quad (4.5)$$

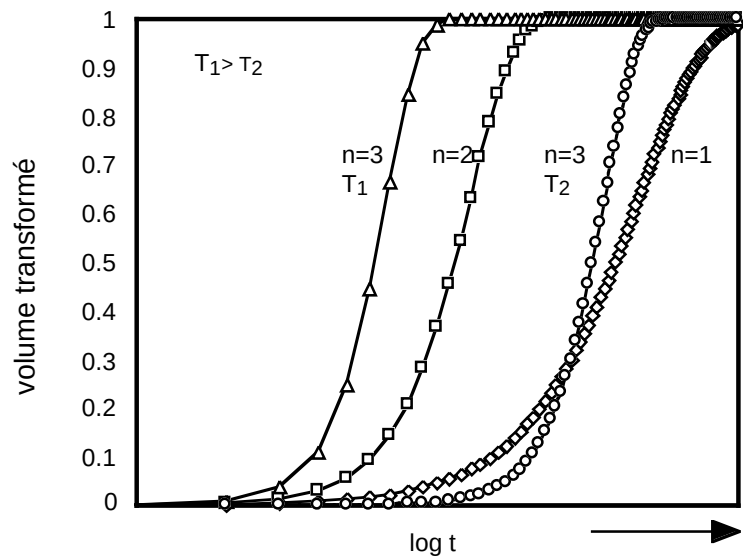
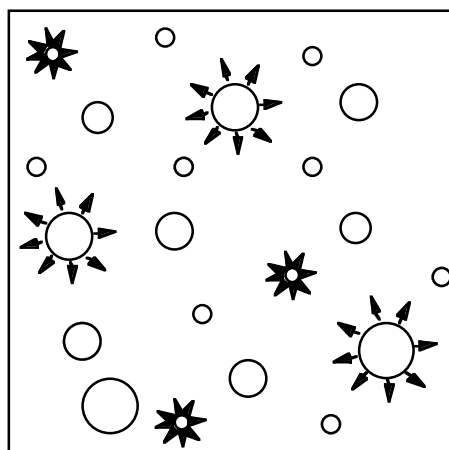


Fig. 4.8: Croissance des germes (à gauche) et transformation du volume en fonction du temps (à droite). La forme de la courbe exacte dépend de la dimensionalité de la croissance des germes.

où k contient des informations géométriques mais également un terme d'activation thermique qui est dû à la barrière à franchir pour passer d'une phase à l'autre, cf. la germination chapitre 2. L'équation (4.5) est aussi appelée l'équation de Johnson-Mehl-Avrami. Sa forme est représentée en fig. 4.8 à droite.

Le diagramme Temps–Refroidissement en Continue (TRC)

Le diagramme TRC résume les résultats d'un refroidissement en continue tel qu'il a lieu lors d'une trempe dans les différents média tel que l'eau, l'huile, l'air comprimé, l'air tout court et d'autres. Ces diagrammes, tel que l'exemple donné en fig. 4.9, permettent de trouver i) la microstructure qui s'établit à une vitesse de refroidissement donnée, ii) le temps après lequel la transformation commence et se termine et iii) quelle dureté en résulte pour le matériau. Puisque ces informations se trouvent par les étapes suivantes: Pour lire un diagramme TRC, *il faut suivre une ligne de refroidissement continue*. Dans notre exemple, la ligne de refroidissement 1 croise la ligne qui indique la formation de la ferrite à 650°C (après 100s depuis le début du refroidissement) par rapport au diagramme d'équilibre cela correspond à une surfusion d'environ 150 degrés. A une température de 600°C commence la formation de la perlite. Le chiffre qui est associé au début du champ de perlite indique la quantité de la ferrite en fraction volumique. A 515°C commence la formation d'une phase similaire au perlite appelé bainite, dont la formation a des aspects diffusifs mais également une composante de transformation martensitique. A peu près 300°C, le solde du volume, indiqué comme 60%, est transformé en martensite. La dureté qui résulte de cette transformation est de 38 HRC. Dans le cas étudié, le temps pour arriver à température ambiante était de l'ordre de 15 min.

Composition: 0.44% C - 0.80% Mn - 0.31% Si - 0.013% S -
 0.030% P - 0.46% Ni - 0.96% Cr - 0.05% Mo - 0.18% Cu Grain
 size: 9 Austenitized at 850°C (1562°F) for 30 min

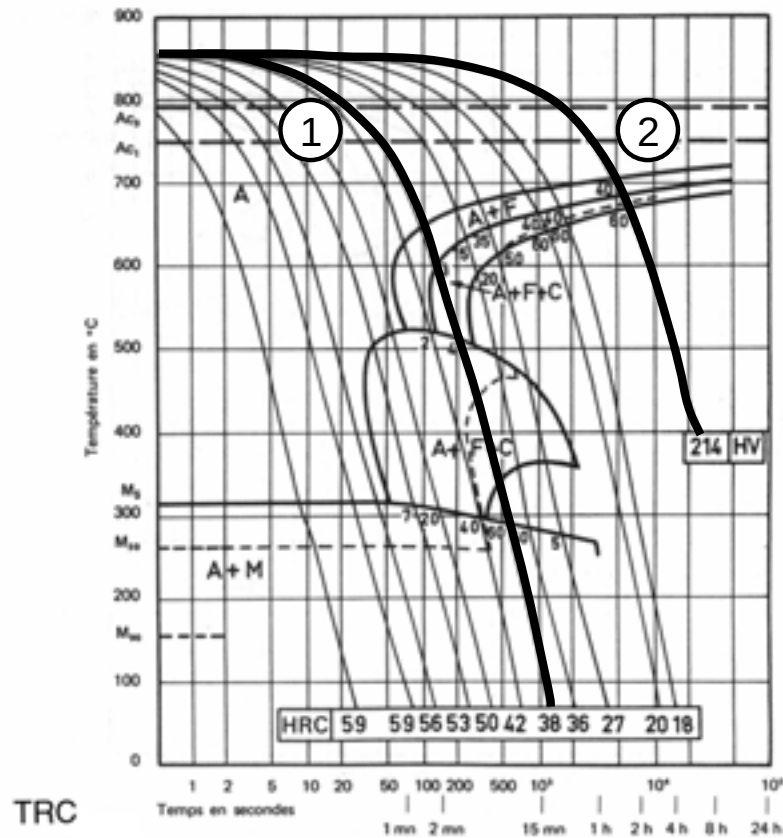


Fig. 4.9: Diagramme TRC pour un acier de composition donnée en tête (le même comme en Fig 4.7). Suivant la vitesse de refroidissement la microstructure et la dureté du matériau peuvent être déduit du diagramme.

Pour une autre condition de refroidissement, indiqué par 2 en fig. 4.9, la transformation commence qu'après 5000s à une température légèrement en dessus de 700°C. A 680°C, la formation de la perlite enchaîne qui est terminée à 660°C déjà. La structure contient 40 pour cent de ferrite proeutectoïde et 60 pour cent de perlite. En supposant que les autres éléments d'alliages ne changent pas fortement l'emplacement du point eutectoïde, ce rapport entre ferrite et perlite correspond à peu près à la répartition en équilibre. En outre, nous pouvons lire dans le diagramme que la dureté de la structure est de 214 HV.

Il est à souligner que ces diagrammes sont spécifiques à la nuance de l'acier sous considération et peuvent changer passablement d'un alliage à l'autre.

Si la vitesse de refroidissement était assez élevée, les transformations nécessitant de la diffusion sont évitées et dans les cas des aciers, la martensite peut se former. La température à laquelle la martensite commence à se former est dépendante de la teneur en élément d'alliage. Ceci est dû au

fait que les éléments d'alliage rendent plus difficile la formation de la martensite notamment par l'augmentation de la résistance à la déformation plastique associé à la formation de la martensite et par augmentation des contraintes internes induites par la transformation due à la déformation tétragonale de la maille, cf. fig. 2.14. La température « martensite start », M_s , à partir de laquelle la martensite commence à se former est empiriquement donnée par

$$M_s[^\circ\text{C}] = 550 - 350 \cdot C - 40 \cdot Mn - 10 \cdot (2 \cdot Cr + Mo + Cu) \\ - 17 \cdot Ni - 8 \cdot W + 15 \cdot Co + 30 \cdot Al$$

où les teneurs d'éléments d'alliage sont à introduire en pour cent poids. Pour l'alliage dont le diagramme TRC est montré en fig. 4.9, on trouve:

$$M_s[^\circ\text{C}] = 550 - 350 \cdot 0.44 - 40 \cdot 0.8 - 10 \cdot (2 \cdot 0.96 + 0.05 + 0.15) - 17 \cdot 0.46 = 335$$

ce qui compare assez bien avec les 320°C indiqué dans les diagramme TRC. Une fois la formation de la martensite a commencée, il devient de plus en plus difficile d'en former d'avantage et donc une augmentation de surfusion est nécessaire pour continuer la conversion. La formation de la martensite est complète à la température M_f qui se trouve environ 150°C en dessous de la température M_s . Si la température de M_s est en dessous de 300°C il reste typiquement une certaine quantité d'austénite résiduelle dans la microstructure.

Le revenu après trempe

Une fois la formation de martensite est complète, la structure est très dure et très cassante. Pour arriver à un état intermédiaire où la résistance est encore élevée, mais la résilience et la ductilité sont augmentées, on conduit un traitement de revenu qui selon la température engendre les changements suivants :

- jusqu'à 200°C: le carbone enfermé dans la martensite précipite sous forme des carbures du type Fe_2C (ϵ -carbures). Par ce fait, la martensite réduit sa distorsion tétragonale (réduction de sa teneur en C). Ce changement est accompagné d'un changement en volume qui risque à mener à une distorsion de la pièce. La réduction en dureté est faible.
- entre 200 et 350°C: le carbone précipite sous forme de carbures du type Fe_3C qui engendrent également une réduction de la distorsion tétragonale de la martensite. Alors que les contraintes internes sont réduites, les carbures formés s'opposent encore au mouvement des dislocations. Il en résulte une structure qui est un peu moins résistante que dans l'état trempé.
- En dessus de 350°C, les dislocations deviennent plus mobiles, et des carbures plus grossiers sont formés.
- A partir de 400°C les dislocations recouvrent et la densité de dislocation diminue. Les carbures deviennent plus grossiers et sphéroidisent.

Si des éléments d'alliages comme le chrome, le molybdène, le vanadium, le niobe, le titane et le tungstène sont présents, des carbures de ces éléments sont formés qui stabilisent la microstructure

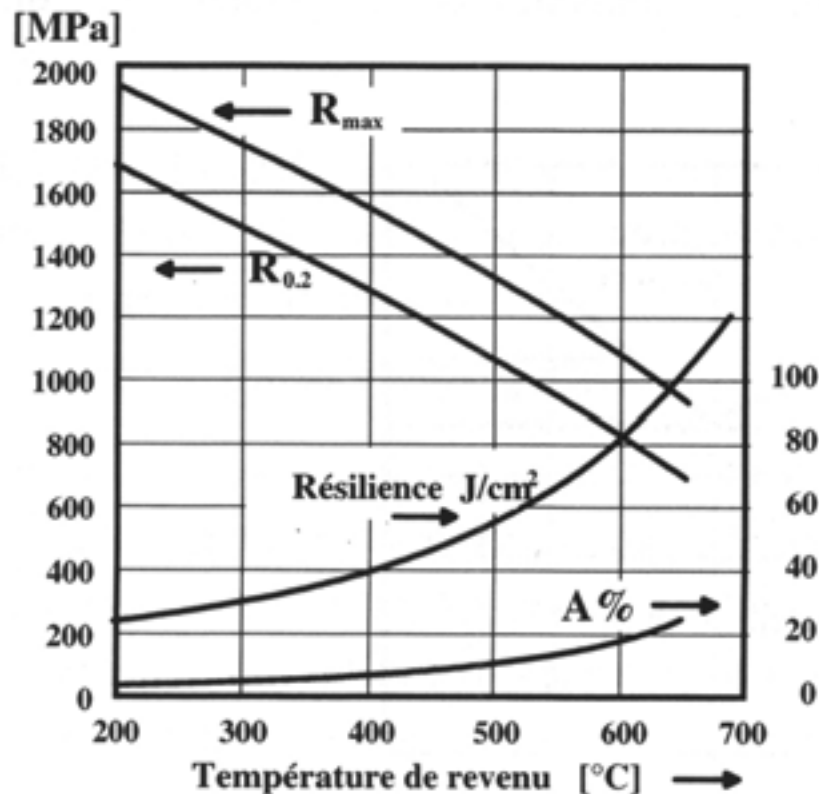


Fig. 4.10: Diagramme de revenu pour un acier de composition 0.34 C, 1.5 Cr, 0.2 Mo, 1.5 Ni. La résistance mécanique diminue plus la température de revenu est élevée. Par contre, la ductilité et la résilience augmentent avec la température.

en service à ces températures-là. La martensite, étant vidée du carbone ne se distingue plus de la ferrite. La structure entre ferrite et carbure reste néanmoins très fine. Les propriétés mécaniques de l'alliage ayant subi une transformation martensitique vont, elles aussi, changer avec le revenu. Ces changements sont montrés pour un alliage de composition 0.34 C, 1.5 Cr, 0.2 Mo, 1.5 Ni (tout en pour cent poids) en fig. 4.10. Alors que la résistance maximale et la limite élastique diminuent avec la température de revenu, la ductilité et la résilience augmentent considérablement. L'avantage d'une telle liberté de combiner les propriétés est évidente: Selon l'application, on fait un traitement de revenu à une température, qui mène à une résilience exigée de l'application toute en gardant une résistance mécanique assez élevée. Ainsi on peut couvrir avec un seul matériau toute une gamme de comportement mécanique rien qu'en adaptant le traitement thermique. Nous en parlerons encore plus long dans le prochain chapitre.

Procédés spéciales

A part des traitements thermique où les pièces entière sont chauffées et refroidies ou trempées ensuite, il existent aussi quelques procédés où le durcissement dû à la trempe est uniquement

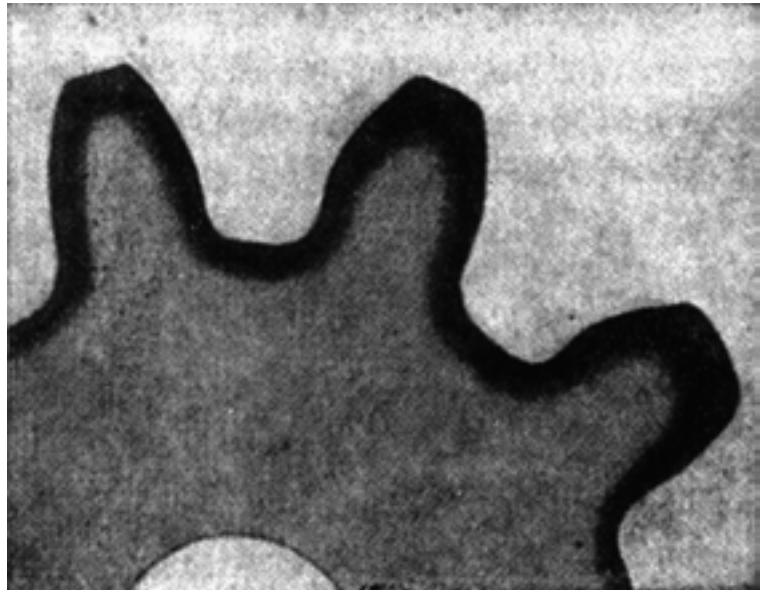
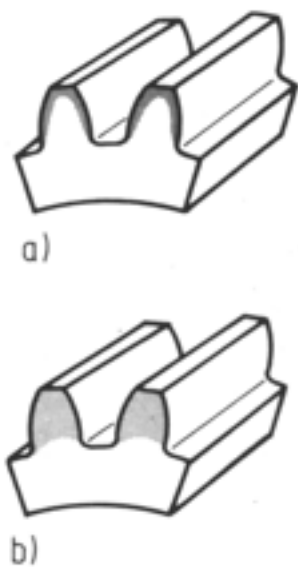


Fig. 4.11: Effet d'un durcissement à la surface. A gauche profondeur de pénétration a) pour chauffage par induction ou flamme et b) par chauffage en bain liquide. A droite: microstructure réelle d'une roue dentée après durcissement à la surface.

souhaité dans des parties très restreintes de la pièce. Pour p.ex. les roues dentées, il est souhaitable que la surface sur laquelle les différentes roues déroulent soit dure, pendant que l'intérieure des dents doit être tenace pour ne pas courir le risque que les dents cassent. On peut obtenir une telle structure en chauffant très rapidement la pièce par l'extérieure, par exemple par une flamme, un liquide, par laser ou par induction. L'important est que la chaleur ne diffuse pas trop dans l'intérieure de la pièce. Lorsque la température d'austénitisation est dépassée, on peut très rapidement refroidir et ainsi durcir la pièce. Selon la composition, la « trempe » due à l'évacuation de chaleur par conduction vers l'intérieure de la pièce peut être suffisant pour engendrer une transformation martensitique dans la couche surfacique. L'effet d'un tel traitement est montré en fig. 4.11.

Une autre méthode est le durcissement à la surface par changement de la composition chimique de la couche surfacique: Un acier en soi bas en carbone mais contenant des faibles additions d'éléments d'alliage est exposé à un médium à activité de carbone élevé à une température plus haute que A_{c3} . Le carbone diffuse par la surface dans l'acier. Par l'effet du carbone, l'acier peut atteindre une dureté maximale à la surface qui est largement supérieure à celle-là à l'intérieure.

On peut également augmenter la teneur en azote de la couche surfacique. Dans ce cas, la dureté ne provient pas d'une trempe et de la formation de martensite mais de la formation de nitrures avec certains éléments d'alliages, notamment l'aluminium, le titane et le chrome. Puisque la nitruration peut se faire à relativement basse température, elle peut être appliquée à un matériau durci préalablement par formation de martensite. L'étape de nitruration au bords peut directement servir comme revenu du cœur.

Résumé

Dans ce chapitre, nous avons énoncé les différents types de traitements thermiques qui sont l'outil principal de l'ingénieur pour modifier les propriétés mécaniques d'un matériau métallique. Nous avons distingué entre traitements qui ramenaient le matériau plus proche à son état d'équilibre, p.ex. le traitement d'homogénéisation, de précipitation, le revenu, et la recristallisation, et ceux qui éloignaient le matériau de cet état d'équilibre notamment les trempes qui ont comme but de maintenir un état d'équilibre d'une température aussi à une autre. Pour les système qui ont possibilité de transformations sans diffusion, une trempe peut aussi mener à une telle structure. Nous avons appris de lire les diagrammes TTT et TRC qui contient chacun des informations spécifiques au sujet des microstructures et propriétés pour un matériau donné soumis à des conditions de refroidissement données.

Lecture d'approfondissement

En français :

Polycopié du cours Métaux et Alliages, Prof. A.Mortensen, PPUR

En allemand :

Werkstoffkunde, H.J. Bargel, G. Schulze, 5. Auflage, VDI Verlag Düsseldorf, 1988 (abrév. Bargel/Schulze)

- Kapitel 4.5

En anglais :

Phase transformations in metals and alloys, D.A.Porter, K.E.Easterling, 2nd Edition, nelson thornes ltd. Cheltenham, UK