

鋼の残留オーステナイトとその強靱化に対する役割

牧 正志*

Retained Austenite and Its Role in the Improvement of Mechanical Properties of Steels

Tadashi Maki

Synopsis : Retained austenite significantly influences the hardness and mechanical properties in martensitic steels, especially in high carbon steels and in carburized steels. This article describes the nature of retained austenite, factors controlling the amount of retained austenite (alloying elements, austenitizing temperature and cooling rate), various treatments for a decrease in the amount of retained austenite (subzero cooling, tempering and shot peening) and various treatments for an increase in the amount of retained austenite (intercritical heat treatment and austempering). Finally, some examples of the enhancement of ductility and toughness due to retained austenite are briefly reviewed.

Key words : retained austenite; Ms and Mf temperatures; subzero cooling; intercritical heat treatment; TRIP effect.

1. はじめに

鋼の焼入れにより生成するマルテンサイトは硬くて強く、強靱鋼の基地組織として重要である。しかし、ある場合には焼入組織中に残留オーステナイト（以下 γ ）が存在することがある。残留 γ が存在すると、焼入鋼の硬さを低下させるので工具のような高硬度を必要とするものでは硬さ不足の原因になる。また、残留 γ は一般に不安定で室温でも長時間の間に徐々にマルテンサイト化し、これにともなって形状変化や変形がおこる。それゆえ、工具や軸受、ゲージなどの精密部品では残留 γ は好ましくない。しかし、残留 γ の存在によって鋼の延性、靱性が向上し、さらに疲労強度や耐摩耗性が改善される場合があり、残留 γ を積極的に利用する場合もある¹⁾。このように、鋼の性質向上のため、残留 γ の量やその安定性を目的に応じて制御することが必要である。ここでは、そのための基礎として残留 γ の挙動、残留 γ 量の調整法および残留 γ による延性、靱性向上作用についてまとめる。

2. 残留オーステナイトとは

鋼を高温の γ 域から冷却すると、室温で得られる組織は冷却速度によって変化する。その様相は、CCT線図（連続冷却線図）から知ることができる。一例として、Fig. 1に共析炭素鋼のCCT線図の模式図を示す。共析炭素鋼の場合、冷却曲線(2)（下部臨界冷却速度）以下の遅い冷却ではパーライト組織になり、冷却曲線(4)（上部臨界冷却速度）以上の冷却速度ではマルテンサイト組織になる。上部臨界冷却速度以上の冷却速度で冷却しマルテンサイトを得る処理が焼入れである。

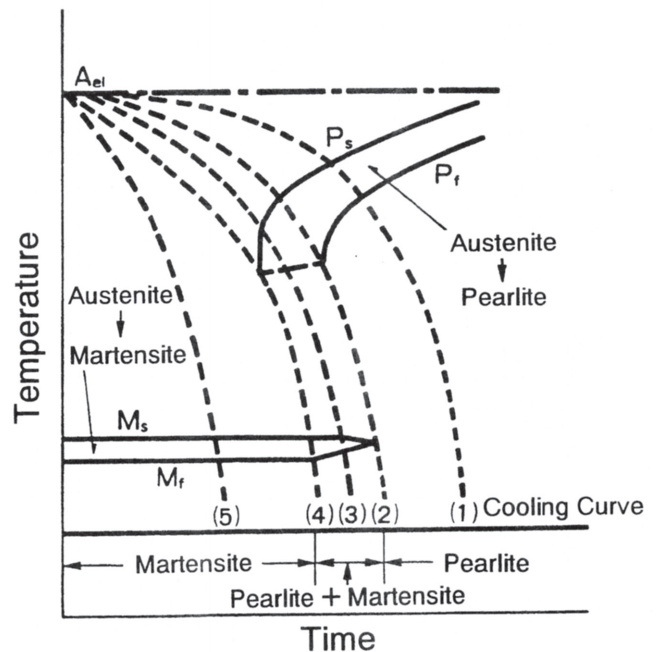


Fig.1 Schematic drawing of CCT diagram for eutectoid steel.

焼入れ時のマルテンサイト生成量と温度の関係をFig. 2に示す。マルテンサイト変態はMs点で開始し、温度低下によってマルテンサイト量が増していき、Mf点で変態が完了する。このように、マルテンサイト量は温度のみによって決まり、Ms点とMf点の間の一定温度に保持しても変態が進行しないのが特徴である。それゆえ、Fig. 2において室温が②にあるような鋼の場合には焼入れによってほぼ100%マルテンサイト組織になるが、室温が①にあるような鋼の場合には、未変態 γ が室温で残留することになる。これが焼入鋼に生じる残留 γ である。一例として、1.1% Cの炭素鋼のマルテンサイト変態曲線をFig. 3²⁾に示す。Ms

* 京都大学 [Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto, 606-01], 工博

点やMf点は後述するように炭素量や合金元素量によって大きく変化し、Mf点が室温以下の鋼で残留γが生成するようになる。

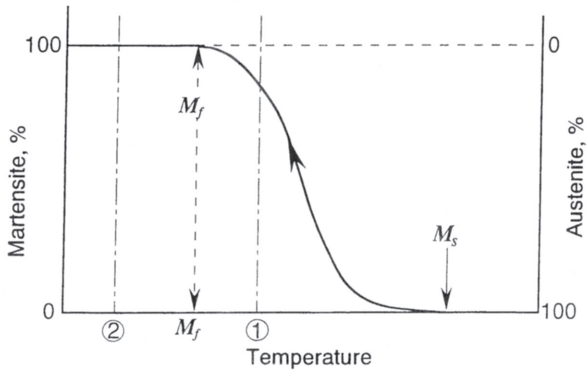


Fig.2 Schematic drawing of martensite transformation curve.

が増すと大きくなる傾向があり、約0.6% C以上でMf点は室温以下になる。それゆえ、Fig.5⁴⁾に示すように約0.6% C以上の高炭素鋼で残留γの生成が顕著になり、炭素量が増すほど残留γ量が多くなる。

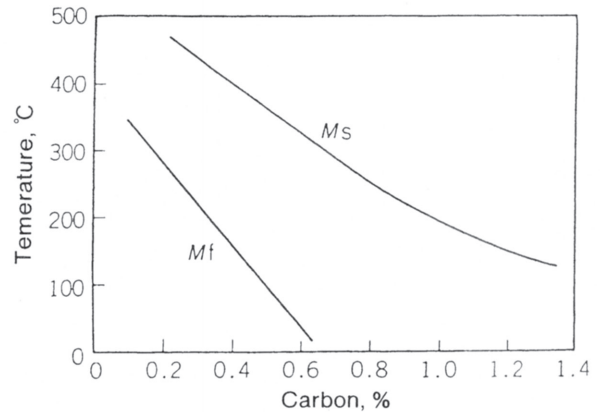


Fig.4 Ms and Mf temperatures as a function of carbon content in Fe-C alloys.

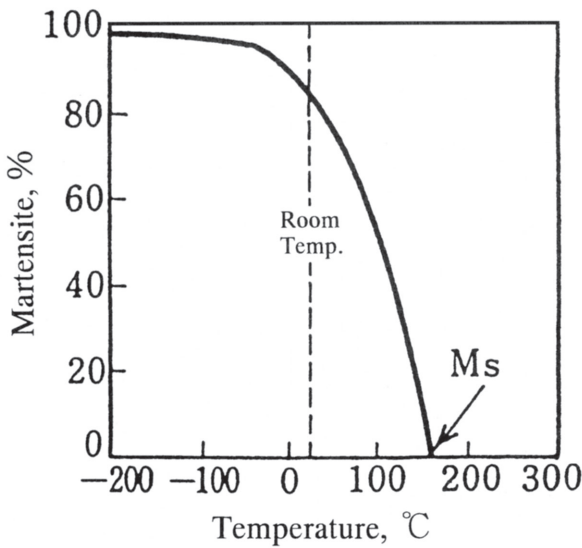


Fig.3 Martensite transformation curve for 1.1%C steel (quenched from 843°C).

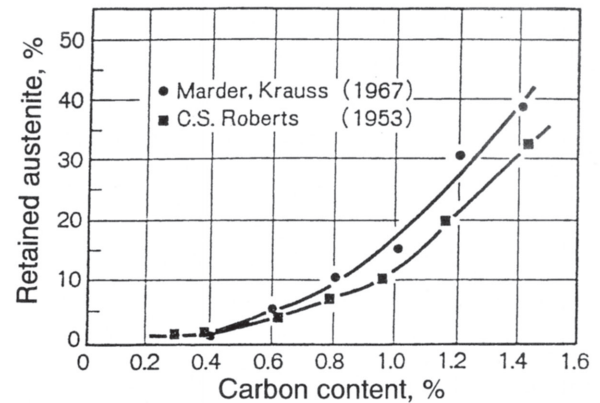


Fig.5 Retained austenite as a function of carbon content in Fe-C alloys.

3. 残留オーステナイトの生成挙動とその制御法

3・1 残留オーステナイト量を支配する因子

3・1・1 炭素量および合金元素量

Fig.4³⁾にFe-C合金のMs点およびMf点とC量の関係を示す。Ms、MfともC量増加とともに大きく低下する。Ms点とMf点の温度差は低炭素鋼では100°C程度であるが、C量

Ms点はC以外の合金元素添加によっても変化し、Al、Coを除くすべての合金元素添加で低下する。Table 1²⁾にMs点および残留γ量におよぼす合金元素の影響を示す。C、Mn、Cr、NiなどがMs点（したがってMf点も）を大きく低下させ、残留γを生成させる傾向が大きい。それゆえ、低炭素低合金鋼では残留γはあまり問題にならないが、高炭素合金鋼や浸炭処理鋼の浸炭層では残留γがしばしば問題になってくる。

Table 1 Relation between the effects of elements on Ms and on propensity for retained austenite.

Element	C	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Si	Co	Al
Change of Ms per 1% of element (°C)	-300	-33	-22	-17	-11	-11	-11	+6	+17
Change of retained austenite per 1% of element (%)*	+50	+20	+11	+10	+9	+8	+6	-3	-4

*In presence of 1% carbon

3・1・2 オーステナイト化温度

過共析鋼の焼入れは、通常、 A_{cm} と A_1 の間の温度からおこなわれる。この場合、焼入温度（ γ 化温度）が変わると同一鋼でも M_s 点や残留 γ 量が増える。その様相を模式的に示したのがFig.6である。 γ 化温度が高くなるほどセメントライト量が減り、 γ 中の固溶C量が増していくので、 M_s 点（ M_f 点も）が低下し残留 γ 量が多くなる。一例としてFig.7²⁾に、1.1% C –2.8% Cr 鋼の γ 化温度によるマルテンサイト変態曲線の変化を示す。重要なことは、 M_s 点や残留 γ 量は γ 中に固溶している C や合金元素量によって決まるのであり、同一鋼でも、もし γ 中に炭化物（セメントライトや合金炭化物）が存在していればその量によって M_s 点や残留 γ 量は変化する。なお、 γ 単相域加熱でも加熱時間が短いと未溶解炭化物が存在していることがあるので注意を要する。

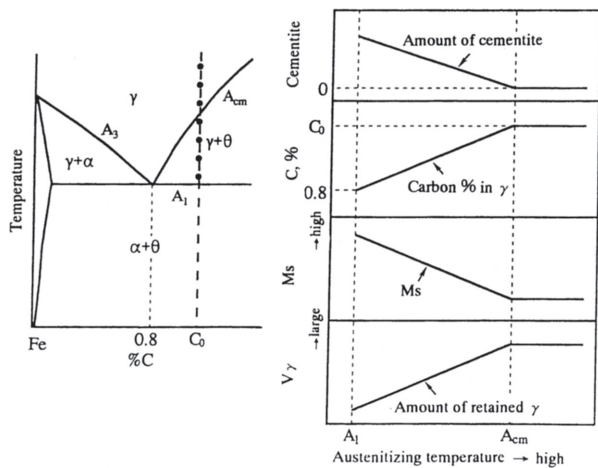


Fig.6 Schematic drawing showing the effect of austenitizing temperature on the amount of retained austenite, M_s , carbon content in austenite and the amount of cementite in hypereutectoid steel.

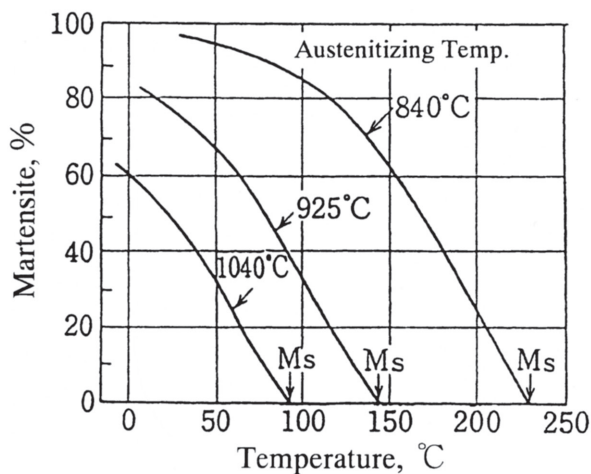


Fig.7 Effect of austenitizing temperature on martensite transformation curve for 1.1% C -2.8% Cr steel.

3・1・3 冷却速度

残留 γ 量はオーステナイト化温度からの冷却速度によっても影響を受け、例えば、水焼入れよりも油焼入れの方が残留 γ が多くなる傾向がある。Fig.8²⁾は種々の炭素鋼の残留 γ 量と冷却速度の関係を示している。臨界冷却速度付近で残留 γ が最も多く、それ以上で急冷すればかえって少なくなる。つまり、冷却を遅くすることでマルテンサイト変態が幾分阻止されるわけで、このような現象を γ の熱安定化現象という。なお、図中、臨界冷却速度以下の冷却速度で残留 γ 量は大きく減少しているが、この場合はマルテンサイト変態をおこさないで論外である。

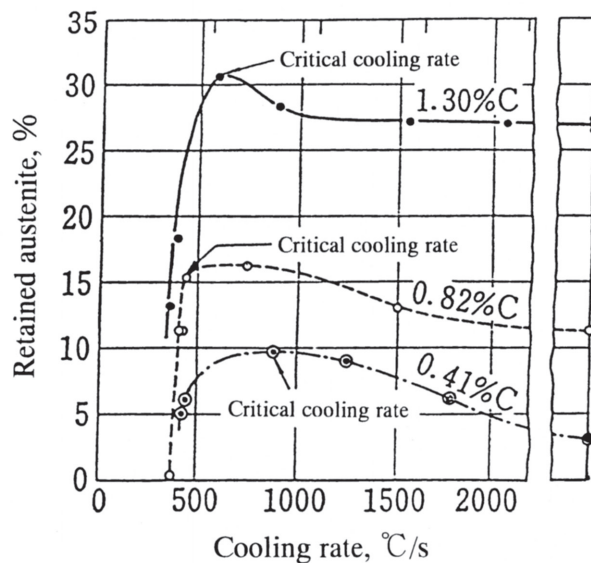


Fig.8 Effect of cooling rate on the amount of retained austenite for various carbon steels.

焼入れ途中で、マルテンサイトがある程度生成した時に冷却を止めて一定温度に保持しても、その間に γ の熱安定化がおり、その後の冷却による変態がおりにくくなる。Fig.9²⁾は1.1% C –1.5% Cr 鋼の例であり、 M_s 点以下の温度での冷却中断によってその後の変態が遅れ、残留 γ 量が多くなっているのがわかる。例えば、冷却途中に43°Cで冷却を中断しその温度で0.5h保持後再び冷却すると、しばらくは変態が起こらず（つまり γ が安定化し）27°Cに達して再びマルテンサイト変態が開始するようになる。このような γ の安定化は、マルテンサイト変態の核生成場所として働く粒界や転位が、恒温保持中に炭素原子の凝集によって固着されるために起こると説明されている。 γ の熱安定化現象は M_s 点以上の温度で保持しても同様に起こる⁵⁾。それゆえ、階段焼入れや中断焼入れによって冷却を中断すると、 M_s 点が下がり残留 γ が多くなる。

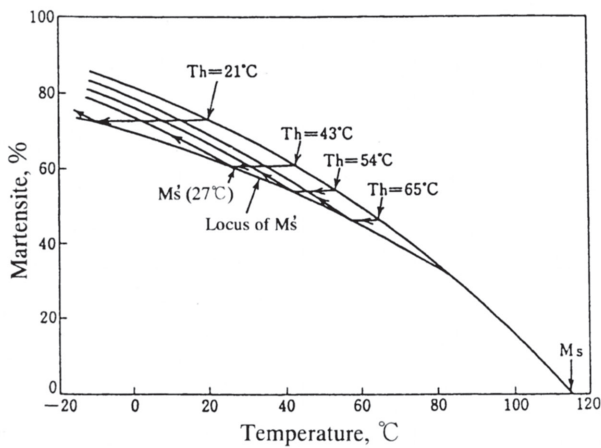


Fig.9 Martensite transformation curve in 1.1%C-1.5%Cr Steel, austenitized at 1038°C, during continuous cooling and after holding for 0.5h at Th =65, 54, 43, 21°C.

上述のような変態途中の冷却停止にともなう γ の熱安定化現象は室温でもおこる。それゆえ、焼入れ後室温で長時間放置しておくとも残留 γ は次第に安定化し、後述するサブゼロ処理を施してもマルテンサイト変態を起こし難くなるので注意を要する。

3・1・4 焼戻し時効

室温で残留 γ を含む鋼を低温焼戻した時にも、残留 γ の熱安定化がおこる。Fig.10⁶⁾はFe-18%Ni-0.3%C合金を氷水焼入れ後-78°Cにサブゼロする前に焼戻しを施した場合の残留 γ 量の変化である。氷水焼入れ時の残留 γ 量は48%である。焼戻しをせずに直ちにサブゼロした場合の残留 γ 量は13%であるが、50~100°Cの焼戻しによって残留 γ 量が30%にも増加している。このような顕著な残留 γ の安定化の原因としては、炭素原子による転位の固着に加えて、既存のマルテンサイトが低温焼戻しによって硬化するためとも考えられている⁶⁾。つまり、軟らかい γ が硬いマルテンサイトに囲まれるようになって、サブゼロ時のマルテンサイト生成を拘束するわけである。

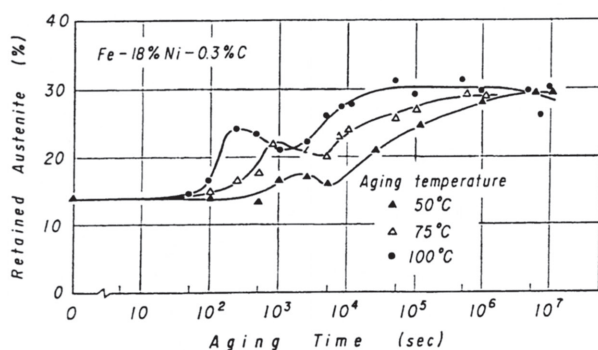


Fig.10 Relation between the amount of retained austenite at -78°C of 18%Ni-0.3%C steel and aging time (Heat treatment; 900°C → 0°C (Q) → 50, 75, 100°C (A) → -78°C).

3・2 残留オーステナイトの減少法

3・2・1 サブゼロ処理

Fig.2に示したように、室温で残留 γ が存在するのはその鋼のMf点が室温以下にあり、マルテンサイト変態が完全に終わっていないためである。それゆえ、残留 γ を減少させるにはより低温のMf以下の温度まで冷却すればよい。室温以下の低温に冷却する処理をサブゼロ処理といい、残留 γ の減少法として通常行われる方法である。この場合、焼入れに引き続き直ちにこの処理を行わないで、その間室温で放置すると、その後サブゼロ処理しても残留 γ 量の減少は小さい。一例をFig.11⁷⁾に示す。これは1.0%C-1.5%Cr-0.2%V鋼を845°Cから油焼入れして残留 γ 量が3.4%となったものを、種々の時間室温に放置した後サブゼロ処理を行った時の残留 γ の変態割合を示したものである。このように残留 γ は室温に長時間放置されると熱安定化が起こるので、サブゼロ処理は焼入れ後直ちに行う必要がある。

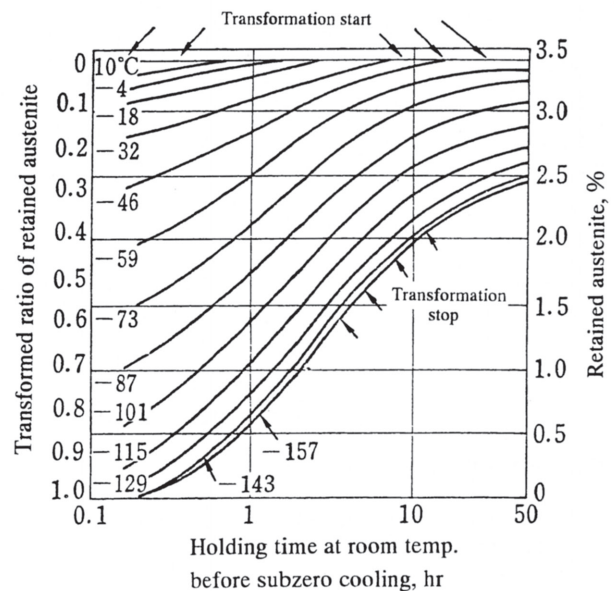


Fig.11 Effect of holding time at room temperature on decrease in the amount of retained austenite by subzero cooling in 1.0%C-1.5%Cr-0.4%V steel.

3・2・2 高温焼戻し

残留 γ を含む焼入れ炭素鋼を焼戻すと、焼戻し第2段階(約230~300°C)で残留 γ が分解し、低炭素マルテンサイトと ϵ 炭化物になる。それゆえ、焼戻し第2段階以上の温度での焼戻し処理も残留 γ の有効な低減法である。しかし、硬さの要求される鋼では軟化してしまうのでこの方法は採用できない。熱間工具鋼などのように550~600°C付近で焼戻して二次硬化をおこさせる鋼では、残留 γ の心配はない。高速度鋼の場合には550~600°C付近に繰返し焼戻しすることによって、冷却時に第2、第3のマルテンサイト変態をおこし、残留 γ は減少する。それゆえ、2~3回繰返し焼戻しを行うのが普通である。この時サブゼロ処理を併用すればより効果的のようである。

3・2・3 ショットピーニング

ショットピーニングを行うことにより焼入材の表面近傍の残留 γ を減らすことができる。これはショットピーニングによる塑性ひずみで残留 γ が加工誘起マルテンサイト変態するためである。浸炭、浸炭窒化処理材の残留 γ 量の減少に有効な方法である。

3・3 残留オーステナイトを得る方法

3・3・1 合金元素および炭素の多量添加

合金元素や炭素を多量に添加すると、Table 1 に示したように M_s 点が大きく低下し、多量の残留 γ が得られる。CやNi, Mnなどの γ 生成元素の添加が効果的である。例えば、 γ 系18-8ステンレス鋼（18%Cr, 8%Ni）は合金元素の多量添加によって γ が安定になり M_s 点が室温以下になったものである。

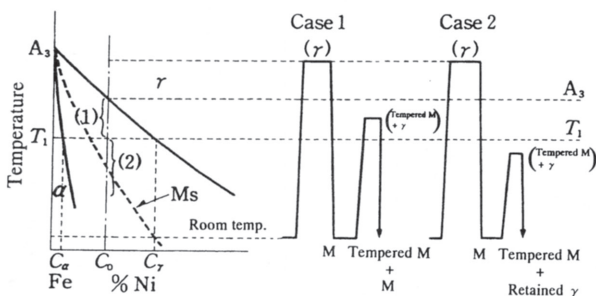


Fig.12 Schematic drawing of intercritical heat treatment in Fe-Ni alloys.

3・3・2 2相域熱処理

合金元素量が比較的少なくても、 $(\gamma + \alpha)$ 2相域に加熱し γ 中に γ 生成元素を濃縮させることによって、その γ を室温またはそれ以下の低温まで安定にさせることができる。このような2相域熱処理の原理をFe-Ni合金の状態図を用いてFig.12⁹⁾ に示す。Fe-Ni合金の場合は焼入性が良いので比較的容易にマルテンサイト組織が得られる。マルテンサイト組織を2相域に加熱するとマルテンサイトラスの境界に沿ってNiの濃縮された γ が微細に析出する。2相域加熱温度が高くなるほど γ 量は多くなるが、 γ 中のNi濃度は低下していく。この場合、2相域での加熱温度によって室温で得られる組織が異なる。Fig.12において T_1 以上 A_3 点までの間の温度域(1)で加熱した場合には、 γ は冷却中にマルテンサイト変態し、室温では焼戻しマルテンサイト中にフレッシュマルテンサイトが分散した2相組織になる。一方、 T_1 以下の温度に加熱保持すると、 γ 中のNi濃度が非常に高くなり M_s 点が室温以下になるため、Fig.13に示すように室温では焼戻しマルテンサイト中に微細な残留 γ が分散した組織が得られる。この温度域(2)での熱処理は9%Ni鋼などの低温用鋼に採用されている方法である。

3・3・3 Si添加鋼のオーステンパ処理

合金量の少ない鋼で多量の残留 γ を得る方法の一つとして前述の2相域熱処理があるが、この方法はFe-Ni（またはFe-Mn）系合金のみで可能であり、炭素鋼では適用できない。炭素鋼で残留 γ を多くするには、C量や合金元素を多量に添加し、 M_s 点を室温付近まで下げねばならない。しかし、低合金鋼においても、恒温変態処理（オーステンパ）をうまく利用すると多量の残留 γ を得ることができる。この処理は、ベイナイト変態の進行にともなってCが周囲の未変態 γ へ排出され、未変態 γ 中のC濃度が高くなり安定化する現象を利用したものである。ただし、普通の鋼ではベイナイト変態時にセメントイト生成がおり未変態 γ 中のCの濃化は小さく、室温で安定な γ はほとんど得られない。ところが、1.5~3%程度のSiを含む鋼の場合には、Fig.14⁹⁾ に示すようにベイナイト変態時にセメントイト析出が抑制されるため未変態 γ へのC濃化が大きくなり、室温でも多量の残留 γ が得られる。一例として、Fig.15¹⁰⁾ にSUP6鋼の結果を示す。これは γ 化処理後440℃で種々の時間保持して恒温変態させた後室温まで空冷したときの組織と保持時間の関係を示しており、保持時間60sで約30%の残留 γ が得られる。このときの残留 γ 中のC濃度は約1.5%程度になっている。

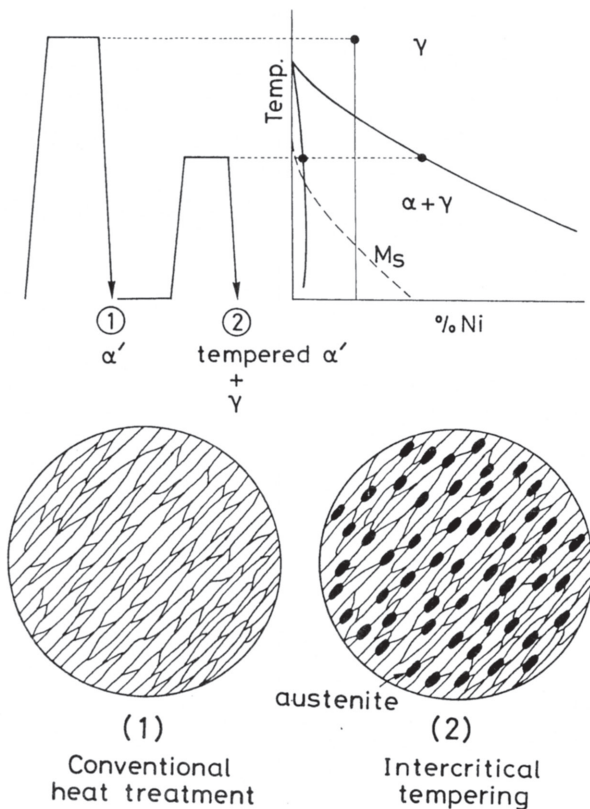


Fig.13 Schematic drawing of martensite lath structure formed by conventional quenching and by intercritical heat treatment in 9%Ni steel.

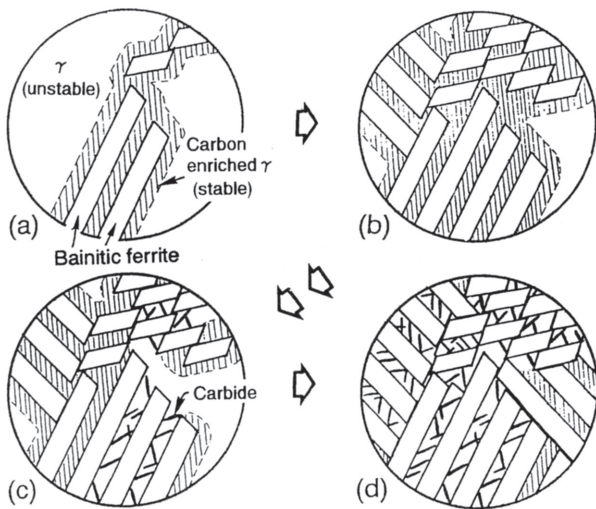


Fig.14 Schematic drawing showing the transformation process of upper bainite in Si containing steels.

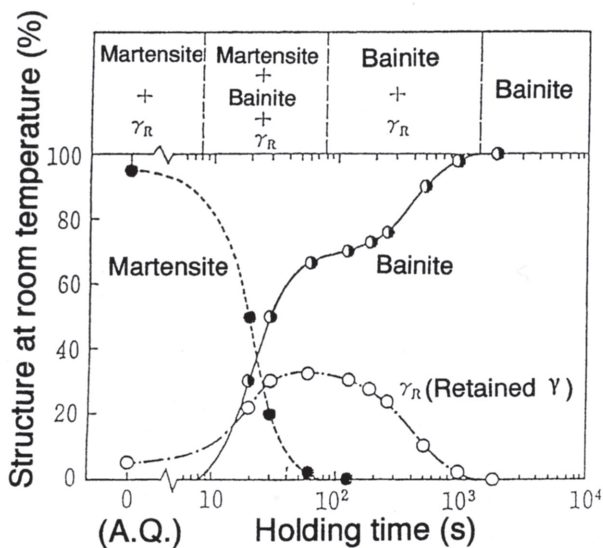


Fig.15 Variation of fraction of constituents at room temperature with isothermal holding time at 440°C for SUP 6 steel.

4. 残留オーステナイトによる延性、靱性の向上

4.1 安定残留オーステナイトによる靱性向上

γは軟らかくて本質的にねばい性質を有している。それゆえ、硬くて強いマルテンサイト基地に適当な量の残留γを分散させると靱性が向上する。工具鋼では、残留γは硬さ低下や耐力の低下、または寸法安定性の不利という観点から、一般にその量をなるべく少なくする努力がされている。しかし、工具鋼においても残留γによって靱性が高まることが知られており、被加工材の難加工化が進む昨今、工具鋼の靱化法としてその利用が見直されている¹¹⁾。

構造用鋼で残留γを有効に利用し靱性を向上させた代表的な例が低温用9Ni鋼である。マルテンサイトやフェライトなどのbcc構造をもつ材料は、低温になるとへき開破壊がおこり脆化する(低温脆性)。これが、低温で使用する鋼の

大きな問題点である。一方、γのようなfcc構造の材料は低温でも脆化せず靱性に富んでいる。そこで、Niを5~11%程度含む鋼を前述(Fig.12, 13)の2相域熱処理を施し、焼戻しマルテンサイト中に安定なγを少量(約5%程度)分散させた組織を得るとシャルピー衝撃遷移温度が大きく低下し、低温でも優れた靱性を示すようになる。Fig.16¹²⁾にその一例を示す。通常の焼入れによるラスマルテンサイト単相組織の場合、旧γ粒径が小さくなるほど遷移温度が低下するが、さらに2相域熱処理によって低温でも安定な残留γを約5%程度生成させると、遷移温度は大きく低下し、例えば液体窒素温度でも良好な靱性を示す鋼が得られる。このような靱性向上は靱い残留γがへき開クラックの進展の抵抗となるためである。

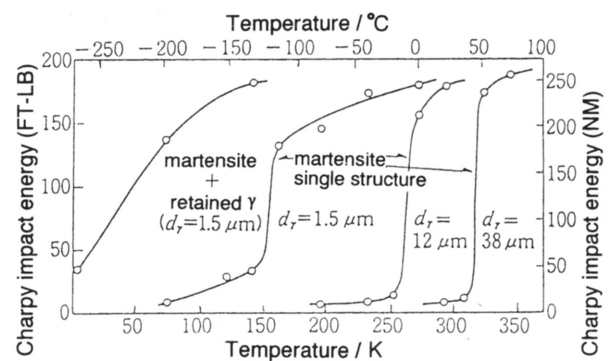


Fig.16 Effect of microstructures on the transition temperature in Fe-8%Ni-2%Mn-0.25%Ti alloy (d_γ : prior austenite grain size).

また近年、実用鋼の中で最も強靱なマルエージ鋼において時効条件を適当に選んで微細な残留γを得ることによって、強度を大きく損なうことなく靱性が著しく向上することが報告されている¹³⁾。

4.2 準安定残留オーステナイトのTRIP現象による延性・靱性の向上

Ms点以上の温度でもγを加工するとマルテンサイトが生成する場合がある。これを加工誘起マルテンサイト変態といい、これがおこる上限の温度をMd点という。例えば、γ系18-8ステンレス鋼は室温がMd点とMs点の間にあるため、室温で加工するとγの一部がマルテンサイト化する。

このような加工誘起マルテンサイト変態が変形中に好都合に起こってくれれば変態誘起塑性(TRIP: transformation-induced plasticity)という現象がおこり、材料の延性、靱性が著しく向上する¹⁴⁾¹⁵⁾。TRIPによる延性、靱性向上の理由を模式的にFig.17に示す。安定なγを引張試験すると、ある程度の均一変形をした後くびれが生じ、そこに変形が集中して破断にいたる。ところが準安定γの場合には、くびれが生じるとその部分の応力が高くなるので加工誘起マルテンサイトが生成する。鋼のマルテンサイトは硬いので、くびれの部分が強化されもはやその部分の変形がおこらなくなり、他の部分で変形が進行する。このように、加工誘起マルテンサイト変態によってくびれの発生・進展が抑制さ

れる結果、大きな均一伸びが得られるようになる。さらに、変形中にマルテンサイトが生成すると靱性も向上する。これは、クラック先端の応力集中部にマルテンサイトが生成することにより応力集中が緩和されるからである。この作用は鋼のみならず、球状黒鉛鑄鉄やセラミックス（部分安定化ジルコニア）の靱性向上にも応用されている。

残留 γ によるTRIP現象を利用して強度-延性バランスの優れたいくつかの鋼が開発されている。Fig.18はZackayら¹⁶⁾によって開発されたTRIP鋼（代表的組成：Fe-9%Cr-8%Ni-4%Mo-2%Mn-2%Si-0.3%C）の強度-伸びバランスを他の強靱鋼と比較してまとめた図である。TRIP鋼は高強度にもかかわらず大きな伸びを示すのが特長であるが、室温で約20~30%の残留 γ を得るためにかなり高合金であるのが欠点である。しかし、近年、前述（Fig.14, 15）したようにSiを添加した鋼を適当にオーステンパ処理すると低合金でも多量の残留 γ が得られることが注目され、このよ

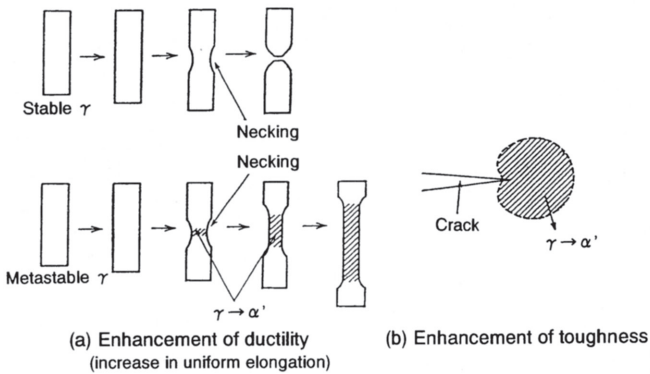


Fig.17 Schematic drawing showing the improvement of ductility and toughness by TRIP effect.

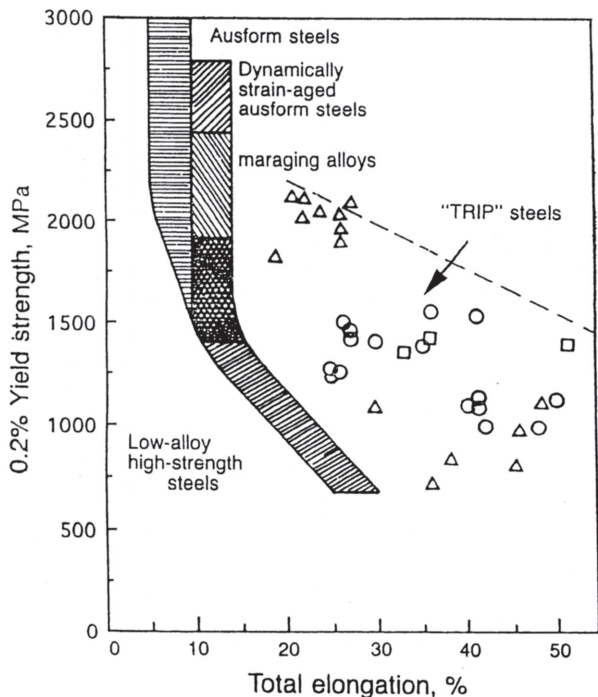


Fig.18 Strength and ductility balance for various classes of high-strength steels and thermomechanical treatments.

うにして得た残留 γ によるTRIP現象で強度-延性バランスに富んだ機械構造用鋼¹⁰⁾や加工用薄鋼板¹⁷⁾が開発されている。

5. おわりに

鋼の残留 γ の生成挙動や残留 γ 量の調整法などについて述べた。軸受や工具などのように硬さを必要とする場合には、出来るだけマルテンサイトを硬くするために炭素量の多い鋼が使用される。しかし、炭素量が多くなるほど、軟らかい残留 γ が増えてしまう点が悩ましい問題である。さらに焼入性を向上させるために合金元素を添加すると益々残留 γ 量が増えてしまう。残留 γ 量は鋼のMf点（つまり合金組成）によって決まるので、硬さ不足を解消するには、焼入れ後サブゼロ処理やショットピーニングなどの残留 γ を低減さす処理が必ず必要である。一方、9%Ni鋼などの低温用鋼ではマルテンサイト地に残留 γ を積極的に生成させる熱処理（二相域熱処理）が古くから知られている。さらに、低・中炭素鋼でも靱性や延性を向上させるために残留 γ を積極的に利用しようというのが最近の傾向のひとつである。

なお、疲労強度に及ぼす残留 γ の影響についてはここでは触れなかった。この点に関しては研究者間で必ずしも一致していないが、残留 γ の存在は疲労強度に対して好影響を及ぼすという報告の方が、悪影響を及ぼすという報告よりも多いようである。これらについては文献1および18を参照して頂きたい。

文 献

- 1) 須藤 一：日本金属学会会報, 14 (1975), p.681
- 2) M. Cohen: Trans. ASM, 41 (1949), p.35
- 3) A. R. Troiano and A. B. Greninger: Metal Progress, 50 (1946), p.303
- 4) A. R. Marder and G. Krauss: Trans. ASM, 60 (1967), p.651
- 5) 岡本正三, 小高良平：日本金属学会誌, 16 (1952), p.81
- 6) 須藤 一, 山形建男：日本金属学会誌, 34 (1970), p.968
- 7) S. G. Fletcher, B. L. Averbach and M. Cohen: Trans. ASM, 40 (1948), p.703
- 8) 牧 正志：日本金属学会会報, 27 (1988), p.623
- 9) 津崎兼彰, 牧 正志：熱処理, 32 (1992), p.70
- 10) 篠田研一, 山田利郎：熱処理, 29 (1980), p.326
- 11) 須藤興一：熱処理, 32 (1992), p.33
- 12) S. Jin, S. K. Hwang and J. W. Morris, Jr.: Met. Trans., 6A (1975), p.1721
- 13) 安野拓也, 栗林一彦, 堀内 良, 大塚正久：鉄と鋼, 78 (1992), p.1824
- 14) 田村今男：鉄と鋼, 56 (1970), p.429
- 15) I. Tamura: Metal Sci., 16 (1982), p.245
- 16) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Bush: ASM Trans. Quart., 60 (1967), p.252
- 17) 武智 弘, 松村 理：軽金属, 37 (1987), p.563
- 18) 対馬全之, 前田喜久男：熱処理, 32 (1992), p.43