メスバウアー効果による SUP6 鋼中のオーステナイトの 恒温変態挙動の研究*

桑 野 寿** 澤 井 敏***
内 田 尚 志*** 濱 口 由 和**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 54, No. 4 (1990), pp. 413-419

Mössbauer Effect Study on the Isothermal Transformation of Austenite in a SUP6 Steel*

Hisashi Kuwano**, Iwao Sawai***,
Shoji Uchida*** and Yoshikazu Hamaguchi**

The isothermal transformation of austenite in a SUP6 steel has been investigated by means of Mössbauer spectroscopy. The amount of retained austenite and its carbon content are measured as a function of holding time at an annealing temperature.

Carbon content of retained austenite increases with time up to 1.8%, which may be overestimated by the thickness effect, during annealing at 723 K. The amount of retained austenite at room temperature changes linearly with carbon content of austenite. Retained austenite is formed when its carbon content exceeds about 1.0%. The decrease in carbon content and the amount of retained austenite is accompanied by the formation of χ -Fe₅C₂ carbide.

(Received November 4, 1989)

Keywords: Mössbauer effect, retained austenite, bainitic transformation, SUP6 steel, carbon in austenite

I. 緒 言

鋼中の残留オーステナイト(以下 γ_R と記する)は不安定であるため、たとえ室温での使用においても長時間かかって次第に変態して寸法変化をもたらしたり、応力の作用下では脆いマルテンサイトを生じて機械的性質の劣化させるなどの悪影響をおよぼし、実用鉄鋼材料では敬遠されてきた。しかし、最近、 γ_R の大きな組成変形能を積極的に活用することによって、引張強さと伸びがバランスのとれた鋼をえることが可能となるため、 γ_R はにわかに脚光を浴びつつある。

著者らの一人はこれまで、低合金鋼の炭素量、恒温熱処理の保持時間および合金元素量を調整すれば γ_R 量が40%にも及び、引張強さが1370~1570 MPaで、しかも伸びが30%にも達し、優れた機械的性質を示すことを報告した⁽¹⁾。引張強さと伸びはともに γ_R 量の増加とともに直線的に増加するので⁽²⁾、 γ_R 量をいかに正確に調整して目標の機械的性質を達成するかが今後の一つの大きな課題であろう。 γ_R 量に大きな影響を及ぼす合金元素はSiで⁽²⁾、これはSiが γ 相中での炭化物の析出を遅らせる効果がある

ためと考えられている⁽³⁾。一方、松村⁽⁴⁾らによると、鋼材の塑性変形能は γ_R の量だけではなく、その機械的安定性にも左右される。しかし、 γ_R の機械的安定性がどのような要因により支配されるのかについては不明の点が多い。おそらく、 γ_R 中の固溶炭素量が重要な一つの因子と推測されるが、この点に関する詳しい研究報告は見当たらない。 γ_R の固溶炭素量についてのこれまでの研究結果は必ずしも統一的でない。MatasとHehemann⁽⁵⁾によると、0.6%C, 2.0%Si, 0.8%Mn, 0.31%Crを含む鋼の673 Kでの恒温熱処理における γ_R 中の固溶炭素量は約1.4%Cで最大となるが、Houillierら⁽⁷⁾によると、0.63%C, 0.89%Mn, 0.036%Si, 0.31%Crの鋼の γ_R 中の炭素量は673 K熱処理のとき、1.7%Cで最大であった。0.6%CでSi量の影響を調べた津崎ら⁽³⁾によると、3%Siで γ_R 中の炭素は飽和し1.6%であった。したがって、上述の γ_R の固溶炭素量についての測定結果の違いはSi含有量の違いによるものではない。1.0%C, 2.15%Si, 0.36%Mnの鋼を用いたDeliry⁽⁶⁾によると、 γ_R の最大固溶炭素量は1.6~1.8%Cであった。従って鋼中の全炭素量と保持温度に大きく依存する可能性があるが、 γ_R の670 K付近での最大固溶炭素量は1.8%位と推測される。いずれにしろ、 γ_R の

* 1989年9月日本金属学会秋期大会に発表

** 室蘭工業大学工学部金属工学科(Department of Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Muroran Institute of Technology, Muroran)

*** 新日本製鐵(株)中央研究本部室蘭技術研究部(Muroran R & D Lab., Nippon Steel Corp., Muroran)

固溶炭素量を正確に把握しつつ、 γ_R の変態挙動や変形能を系統的に研究する必要があると思われる。

メスbauer効果は主に磁性研究の分野で、Fe の磁気モーメント、電子状態および核の超微細構造を調べるため有効に活用され、発展してきた。近年、マルテンサイトの構造変化⁽⁸⁾やオーステナイトの定量⁽⁹⁾⁻⁽¹¹⁾にメスbauer効果が応用され、実用構造材料の分野でも活用されつつある。焼き入れ直後の新鮮なマルテンサイト中の Fe の内部磁場は固溶炭素との隣接関係により 3 種⁽⁸⁾に分類される。時効後はこれらのほかに新たに三つの内部磁場成分が出現する⁽⁸⁾。これらの内部磁場の値から隣接原子炭素数の推定や、マルテンサイトの時効による構造変化の研究が可能である。オーステナイトは常温で常磁性で、一方マルテンサイトあるいはフェライトは強磁性なので、両者のメスbauer吸収ピークは容易に分離され、スペクトル面積を比較することにより、これら二相の混合比を精度よく測定できる⁽⁹⁾⁻⁽¹¹⁾。オーステナイト中に固溶した炭素は八面体位置を占めるが、Fe と隣接関係により電子状態および電場勾配に差が生じ、Fe のメスbauerアスペクトルは二つに分裂する⁽¹²⁾⁽¹³⁾。これら二つのピークの面積からオーステナイト中の固溶炭素量を測定できる。Decristofaro と Kaplow⁽¹²⁾によると、Fe-N 系オーステナイト中の窒素は fcc 格子の侵入位置にランダムに分布するが、Fe-C 系オーステナイト中の炭素はランダム分布からずれて配置する。Fe-C 系のオーステナイト中の炭素に関しては、Fe 原子の第一隣接位置に存在するものの確率は固溶炭素の原子%の 6 倍にはほぼ等しい。従ってメスbauer効果測定から固溶炭素量の測定が可能である。

このようにメスbauer効果は、 γ_R の量と固溶炭素量を測定しつつ、 γ_R とマルテンサイトの構造変化も同時に、しかも同一の試料で調べることができるので、鋼の恒温変態の研究にきわめて有効な手段である。本研究はメスbauer分光法を活用し、恒温変態中のオーステナイトの量的変化、炭素量、構造変化を調べた結果について報告する。

II. 試料および実験方法

試料は JIS 規格の SUP 6 鋼でその化学成分を Table 1 に示す。2 mm 厚さの熱間圧延鋼板を 1123 K で 600 s 保持してオーステナイト化したのち、723 K の恒温浴中に中間焼き入れし、その温度で 30 s ~ 3.6 ks 保持した。所定の保持時間が経過した後氷水中に急冷した。熱処理工程の模式図を Fig. 1 に示す。

熱処理後の薄板をまずエメリー研磨し、その後電解研磨

Fig. 1 Schematic representation of an isothermal treatment of a SUP6 steel.

により試料厚さを最終的に約 40 μm とした薄片を吸収体として用いた。また、生成炭化物を同定するため、熱処理後の試料を非水溶媒系電解液(アセチルアセトン-テトラメチルアンモニウムクロライド-メタノール混合液)中で電気分解し、抽出した残渣粉末を吸収体として用いた。メスbauer分光測定は ^{57}Co (Rh)を線源として用いて常温で行った。速度軸更正の基準試料としては ^{57}Fe をエンリッチした純鉄箔を用いた。

置換型不純物元素を含有する bcc-Fe の内部磁場 $H(m, n)$ は、Fe 原子の第一、第二近接位置に存在する不純物原子の数をそれぞれ m, n とすると

$$H(m, n) = H_0 - am - bn \quad (1)$$

の実験式⁽¹⁴⁾で表わされることが知られている。アイソマーシフト $I(m, n)$ も上式と類似の関係式で与えられるが、ここでは便宜的に

$$I(m, n) = d(H(m, n) - H_{\text{Fe}}) \quad (2)$$

と表わす。この $H(m, n)$ をもつ Fe の相対的存在確率は構成原子のランダム分布が仮定できるとき、2 項分布

$$P(m, n) = {}_8C_m {}_6C_n (1-x)^{m+n} x^{14-m-n} \quad (3)$$

で与えられるものとする。これらの式において、 H_{Fe} (=26.5 MA/m) は常温における純鉄の内部磁場、 a, b, d は実測スペクトルと計算スペクトルの平均自乗誤差が最小となるように定められるフィッティングパラメータ、 x は Fe 濃度である。一つの強磁性スペクトルを構成する 6 本の成分ピークの強度比は 3 : 2 : 1 : 1 : 2 : 3 である。強磁性スペクトルを構成する各ピークの形状はローレンツ曲線を仮定し、半値幅は $H(m, n)$ によらず一定とした。

III. 実験結果

1. 残留オーステナイトの定量

常温での Mössbauer 効果測定結果を Fig. 2 に示す。実

Table 1 Chemical compositions of SUP6 steel (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	N
0.602	1.64	0.89	0.017	0.012	0.012	0.122	0.028	0.0069

Fig. 2 Room temperature Mössbauer spectra as a function of aging time at 723 K. Solid lines show a computer-fitting calculation.

線はコンピュータフィットされた計算曲線で、黒点は実測結果である。30～600 s 保持時間のスペクトルは γ 相中の ^{57}Fe による常磁性吸収ピークと、フェライトまたはマルテンサイト中のそれによる強磁性吸収スペクトルの二つが重畳している。まず強磁性成分に着目し、式(1)、(2)のフィッティングパラメータを、計算値と実測値の誤差が最小になるように定め、次にこれらのパラメータを用いて求めた強磁性成分の理論スペクトルを実測スペクトル全体から差し引いて常磁性スペクトルを分離した。この常磁性スペクトルはさらに3本の成分ピークに分離される。常磁性スペクトルの全実測スペクトルに対する面積比は γ_R 相の存在量に比例する⁽¹¹⁾。この値を恒温保持時間の関数として Fig. 3 に示す。 γ_R 相量は始め少ないが、保持時間の増加とともに著しく増加し、300 s で最大(～30%)となり、保持時間がそれ以上長くなると急速に減少する。

2. オーステナイト中の炭素量の定量

γ 相中の固溶炭素が fcc 格子の八面体位置を占めるとき、炭素のまわりの6個の最近接 Fe と8個の第2近接

Fig. 3 Percentage of the area of a paramagnetic peak relative to that of a total absorption spectrum as a function of aging time at 723 K.

Fe とでは、核位置での電場勾配の大きさが異なるため、 γ 相の吸収スペクトルは前者に起因する四重極分裂した1対のピークと、後者に起因する単一ピークの二つの成分の重畳したものとなる。Fig. 4 は Fig. 2 の 300 s 保持時間試料のスペクトル中心部付近の拡大図で、中央の常磁性ピークを四重極分裂した P_1 , P_2 ピークと、シングルピークの P_0 に分解した様子を示す。 P_0 , P_1 , P_2 ピークの面積をそれぞれ A_0 , A_1 , A_2 とする時、面積比

$$F(\%) = (A_1 + A_2) \times 100 / (A_0 + A_1 + A_2) \quad (4)$$

の保持時間依存性を Fig. 5 に示す。 F は γ 相中の侵入型固溶炭素の最近接位置に配置した ^{57}Fe 原子の存在確率を表わす。 Decristofaro と Kaplow⁽¹²⁾ によると、 γ 相中の炭

Fig. 4 Central portion of a Mössbauer spectrum showing that a paramagnetic peak is a superposition of a singlet (P_0) and a doublet (P_1 , P_2).

Fig. 5 Percentage of the area of a doublet relative to that of a paramagnetic peak, showing that carbon content of retained austenite varies with time at 723 K.

Fig. 6 Percentage of the paramagnetic peak as a function of aging time at 723 K, showing that retained austenite increases linearly with carbon content of retained austenite in a SUP6 steel.

素量を $y(\text{at}\%)$ とする時、炭素原子はランダム分布からずれて分布するため、Fe-C 系では

$$F = 6y \quad (5)$$

の関係式が適用される。Fig. 5 の右側の縦軸は式 (5) を用いて、 F を y に変換して求めた γ 相中の炭素量を、mass% 単位で示す。ただし、ここで F に対する試料厚さ効果が補正されていないため、 $\gamma_R(\%)$ の大きい所での固溶炭素量は過大評価される傾向がある。保持時間の増加とともに γ_R の固溶炭素量は急速に増加する。恒温温度において変態せずに存在しているオーステナイトを未変態オーステナイトと呼ぶことにすると、上述の結果はなんらかの理由で未変態オーステナイト中に炭素が濃縮することを示す。これは恐らく恒温変態においてはまず低炭素のフェライトが析出し、フェライトに対して過飽和な炭素は炭化物として析出することなしに、周囲の未変態オーステナイトに拡散するためであろうと思われる。 γ_R の固溶炭素量は 300 s で約 1.8 mass% の最高値に達したのちは、保持時間とともに急激に減少する。この固溶炭素量の減少は、後述 (5.) するように、恒温保持中の未変態オーステナイトからの炭化物の析出によるものと思われる。Fig. 3 の γ_R 量の時間変化と固溶炭素の変化は極めて良く対応しており、恒温保持中の未変態 γ 相は固溶炭素量の増加により熱的に安定化されることを示唆している。

Fig. 6 は γ_R 量を固溶炭素量の関数として再整理した結果で、 γ_R 量は固溶炭素量に直線的に比例して増加する。直線関係を内挿すると、 $\gamma_R(\%) = 0$ での固溶炭素量は 1.0 mass% である。このことは γ_R を生成するための最低固溶炭素量は約 1.0 mass% であることを示し、 γ_R 生成の臨界炭素量は約 1.1% とする澤井らの結果と大体一致する⁽²⁾。

3. γ 相の ^{57}Fe アイソマーシフトと四重極相互作用の変化

γ_R のメスバウアースペクトルにおいて (Fig. 4), P_0 ピ

ーク位置の基準速度 0 からのズレを δ_0 とすると、これは γ 相中で C の最隣接位置に配置していない ^{57}Fe 核のアイソマーシフトである。Fig. 7 に示されるように、 δ_0 は恒温保持時間の増加とともに、徐々にプラス側にシフトし、保持時間 300 s 付近で最大となる。四重極分裂ピーク、すなわち C の最隣接位置に配置した ^{57}Fe 核のアイソマーシフト δ_1 は δ_0 とほぼ類似した傾向で保持時間とともに変化する。Fig. 5 と比較すると明らかなように、アイソマーシフトは γ_R の固溶炭素量の時間変化にきわめて良く対応した時間依存性を示している。Fe 核のアイソマーシフトの増加は一般に Fe 核位置での s 電子密度の減少を意味する。

Fig. 7 Isomer shift and quadrupole splitting of ^{57}Fe in retained austenite as a function of aging time at 723 K.

炭素が固溶すると、その s 電子は伝導帯に移りそのため合金全体の s 電子密度は相対的に増加し、アイソマーシフトは減少するはずである。しかし、炭素原子位置でのチャージのアンバランスを打ち消すように、Fe 原子の s 電子のトランスファーがおり、Fe 核位置の s 電子密度が減少し、こちらの方の効果がより大きいと、アイソマーシフトは固溶炭素量の増加とともにプラス側にシフトするものと解釈される。P₁ と P₂ ピークの間隔 ε は四重極分裂(以下 EQQ と記す)の大きさを与え、これは図の上部に示されるように、保持時間の増加とともに初めは増加するが、300 s 以上ではある飽和値 $\varepsilon \sim 0.64$ mm/s に近接する傾向をもつ。EQQ 変化を γ_R 中の固溶炭素量の関数としてまとめた結果を Fig. 8 に示す。Fe-C 系オーステナイトの EQQ の大きさは、1%C の値を除外すると、1.3~2.0%C の範囲では炭素量とともにわずかながら増加する傾向があるが、その変化幅は小さく、0.62~0.66 mm/s の範囲にある^{(12)(15)~(18)}。恒温保持時間が 100 s 以上で生成した γ_R 中の固溶炭素量は 1.4% 以上で、この時の EQQ は 0.62~0.64 mm/s で Fe-C 系オーステナイトの実測値と良く一致している。保持時間が 100 s より短い場合の γ_R 中の固溶炭素量は 1.2% 以上であるにもかかわらず、その EQQ は Fe-C 系オーステナイトの値よりかなり小さい。これは恒温熱処理の初期に生成する γ_R の物性が、変態後期の γ_R や通常の Fe-C 系オーステナイトの物性と微妙に異なることを意味している。

Fig. 8 Quadrupole splitting as a function of carbon content of retained austenite in a SUP6 steel.

4. マルテンサイトの生成

メスbauerスペクトルの強磁性成分の大部分は恒温変態中に生成するフェライト中の Fe に起因する。恒温保持後の試料は 273 K の氷水に急冷されたので、保持温度において未変態オーステナイトが残存し、しかもその Ms 点

Table 2 Internal magnetic field parameters of H_0 , a , b at room temperature.

Specimen	time (s)	H_0 (MA/m)	a (MA/m)	b (MA/m)
SUP6	30	26.80	-2.05	-0.827
	60	26.80	-2.05	-0.812
	120	26.58	-1.88	-0.525
	300	26.51	-1.72	-0.37
	600	26.51	-1.88	-0.43
	3600	26.51	-1.89	-0.37
Fe		26.50	—	—
Fe-Si		26.51	-2.20	0
Fe-Mn		26.53	-1.80	-0.26
Fe-Cr		26.51	-2.20	-1.85

が 273 K よりも高い場合はマルテンサイトが生成し、メスbauerスペクトルの強磁性成分にはフェライトとマルテンサイトのスペクトルが混在することになる。強磁性成分スペクトルのコンピュータ解析で最終的に得られた式(1)の3つのパラメータ H_0 , a , b を Table 2 に示す。Fe-M (M=Si, Mn, Cr) 2 元系について、これらの元素が Table 1 に記された固溶量だけ Fe 中に固溶すると仮定した時の H_0 , a , b の値も比較のため示した。 $H(0, 0)$ の値は、Fe の第一、第二隣接位置がすべて Fe 原子によって占有された場合の ^{57}Fe 核の内部磁場の大きさを与える。この値 $H(0, 0)$ は保持時間とともに Fig. 9 のように変化する。 $H(0, 0)$ は保持時間が 300 s より短いとき H_{Fe} より大きく、保持時間がそれより長くなると H_{Fe} に等しくなる。試料中に固溶されている置換型合金元素のうち $H(0, 0)$ を H_{Fe} より大きくさせる効果を持つ元素は Mn であるが、SUP6 鋼中の固溶量が 0.89% と少ないため鉄の内部磁場を与える影響は小さく、 $H(0, 0)/H_{Fe}=1.00$ である。従って SUP6 鋼の $H(0, 0)$ が H_{Fe} より大きい原因はフェライトではなく、マルテンサイトにあると推定される。井野ら⁽⁸⁾によると新鮮なマルテンサイト中の Fe の内部磁場は 3 成分

Fig. 9 The main component of internal magnetic field for ferromagnetic spectrum, $H(0, 0)$, as a function of aging time at 723 K.

からなり、そのなかで Fe より大きな値をもつのは a 成分で $H_a/H_{Fe}=1.00\sim1.08$ である。従って保持時間が 300 s より短い場合の $H(0, 0)$ はマルテンサイトの存在を意味するものと考えられる。保持時間が 300 s より長くなるとマルテンサイトは存在せず、メスバウアースペクトルの強磁性成分は大部分フェライトに起因するようになる。そのため、SUP6 鋼の $H(0, 0)$ は Fe-Si 系フェライトの $H(0, 0)$ 、または Fe-Mn 系フェライトの $H(0, 0)$ に一致する。

従って、整理すると、恒温保持中に未変態オーステナイトへの炭素濃縮が進行するが、変態初期においてはオーステナイト中での炭素分布に不均一が生じており、保持温度からの急冷に際し 1 % 以下の炭素量のオーステナイト部分はマルテンサイトに変態するものと解釈される。保持時間が長くなると未変態オーステナイトの固溶炭素は 1 % 以上に均一化されるためのマルテンサイトは生成しないと解釈される。

5. 炭化物の析出

Fig. 2 の 3600 s 試料のスペクトルにおいて、矢印の部分にフェライトの強磁性成分では説明できない吸収ピークが出現している。これは、平均内部磁場が約 14 MA/m の強磁性相の吸収ピークであり、この内部磁場は $\chi\text{Fe}_5\text{C}_2$ 炭化物に対応する。この炭化物に起因する吸収ピークは 600 s 保持時間でもわずかに識別されるが、300 s では特定できない。従って炭化物は 300 s を過ぎてから生成すると結論される。これは丁度 γ_R の固溶炭素量が急に低下する時間に対応している。Fig. 2 のスペクトルでは析出炭化物の吸収ピークが弱く、その内部磁場が正確に求められないため、電解抽出残渣のメスバウアー効果測定を行った。その結果を Fig. 10 に示す。スペクトルを構成する主成分は F1 成分で、その平均内部磁場は 14.2 MA/m で、Fig. 2 から求めた結果と一致する。F1 成分のほかに、Fig. 2 では確認できなかった F1 成分より大きな内部磁場をもつ F2 成分が存在する。この成分の平均内部磁場は 17.2 MA/m である。F1, F2 成分のアイソマーシフトはいずれもプラスである。Genin ら⁽¹⁹⁾および Bernas ら⁽²⁰⁾によると $\chi\text{Fe}_5\text{C}_2$ 中の ^{57}Fe は 17.4~17.8 MA/m と 14.6~14.8 MA/m

の内部磁場成分をもつので、本研究結果と大体一致する。従って SUP6 鋼の 723 K 恒温保持中に生成する炭化物は $\chi\text{Fe}_5\text{C}_2$ で、これは保持時間 300 s が過ぎた後に未変態オーステナイトから析出するものと思われる。もしフェライトから析出するとしたら、もっと短い保持時間でこの炭化物に対応する吸収スペクトルが出現するはずである。

IV. 考 察

SUP6 鋼の 723 K での恒温変態過程において、炭化物の析出は変態の中期から後期にかけて起こる。これは津崎ら⁽³⁾によると Si を含有する鋼のベイナイト変態の特徴である。Si を含有する場合、炭化物の核形成がおくれるため、まず低炭素のフェライトの析出がおり、過剰の炭素は周囲のオーステナイトに拡散し、濃縮すると考えられる。変態のごく初期段階においてはこのフェライトよりの炭素の拡散が十分なされないため、フェライト-未変態オーステナイト界面のオーステナイト側では著しい炭素濃度の不均一分布が生じるはずである。局所的に炭素濃度が 1 % を越えた部分は Ms 点が室温以下となり、その後の冷却で γ_R として残留し、炭素濃度が 1 % 以下のオーステナイト部分は冷却に際しマルテンサイトに変態すると解釈される。保持時間が長くなるとともに、未変態オーステナイト中での炭素の拡散は十分になされ、炭素固溶量が 1% C を越える部分が多くなるので、残留オーステナイト量は増加し、マルテンサイト量は減少する。一方、未変態オーステナイト中では $\chi\text{Fe}_5\text{C}_2$ の核形成-成長が進行するので、その固溶炭素量はフェライトからの流入量と炭化物形成による消費量とのバランスで決まる。保持時間が 300 s を越えると後者が優先的となるため、オーステナイト中の固溶炭素量は減少する。炭化物の析出に対応して未変態オーステナイトのベイナイトへの変態も進行するため、未変態オーステナイトの総量は減少し、残留オーステナイト量も結果的に減少すると考えられる。従って残留オーステナイト量の調整には未変態オーステナイトへの炭素濃縮過程と $\chi\text{Fe}_5\text{C}_2$ の核形成-成長過程の制御が重要と考えられる。

V. 結 論

SUP6 鋼の 723 K での恒温保持中における変態過程をメスバウアー効果を用いて研究し、以下の結論を得た。

(1) 保持時間が 300 s より短い変態の初期段階では、まず低炭素のフェライトの析出がおり、フェライトに対して過剰な炭素は未変態オーステナイトへ拡散するため、その固溶炭素は保持時間とともに増加し、最高値に達する。この時の炭素量は、厚さ効果により過大評価されているが、約 1.8% である。固溶炭素の増加はオーステナイトの Ms 点の低下をもたらす、残留オーステナイト量の増加に起因する。

Fig. 10 Room temperature Mössbauer spectrum of carbide extracted from a SUP6 steel aged at 723 K for 3600 s.

(2) 室温での残留オーステナイトを生成するための臨界炭素量は約1.0%である。未変態オーステナイト中の固溶炭素量がこの値以上になると、その量に比例して室温での残留オーステナイト量が増加する。

(3) 恒温変態初期の未変態オーステナイトにおいては炭素分布に不均一があるため Ms 点が場所により異なり、1%以下の炭素を固溶する部分は冷却に際しマルテンサイトに変態すると考えられる。保持時間 120 s 以上では炭素の拡散は十分なされ、固溶炭素分布は均一化され1%以上になるため、マルテンサイトは生成しない。

(4) 保持時間 300 s 付近からオーステナイト中で $\chi\text{Fe}_5\text{C}_2$ の析出が始まるため、その固溶炭素量は保持時間の増加とともに低下する。炭化物の析出とともに未変態オーステナイトのベイナイトへの変態が進行するため、残留オーステナイト量は減少する。

(5) 恒温変態初期の残留オーステナイト中の ^{57}Fe 核の四重極相互作用は、Fe-C 系オーステナイトのそれに比べて著しく小さく、前者が後者と異なる物性を持つことを示唆する。

文 献

- (1) 澤井 巖, 内田尚志, 神坂栄治: 鉄と鋼, **71**(1985), S1292.
- (2) 澤井 巖, 内田尚志: 熱処理, 投稿中.
- (3) 津崎兼彰, 稲田 淳, 松本賢治, 牧 正志: CAMP-ISIJ, **1**(1988), 1855.
- (4) 松村 理, 佐久間康治, 武智 弘: 鉄と鋼, **71**(1985), S1293.
- (5) S. J. Matas and R. F. Hehemann: Trans. Metall. Soc. AIME, **221**(1961), 179.
- (6) J. Deliry: Mem. Sci. Rev. Met., **7-8**(1965), 524.
- (7) R. Le. Houillier, G. Begin and A. Dube: Metall. Trans., **2**(1971), 2645.
- (8) 井野博満, 伊藤経教, 那須三郎, U. Gonser: 日本金属学会誌, **44**(1980), 1171.
- (9) N. Abe and L. H. Schwartz: Mater. Sci. Eng., **14**(1974), 239.
- (10) J. H. Ladriere and X. J. He: ibid., **77**(1986), 133.
- (11) H. K. Chow and R. L. Bogner: Develop. Appl. Spectrosc., **8**(1970), 229.
- (12) N. Decristofaro and R. Kaplow: Metall. Trans., **8A**(1977), 35.
- (13) Z. Mathalone, M. Ron, J. Pipman and S. Nadiv: J. Appl. Phys., **42**(1971), 687.
- (14) G. K. Wertheim, V. Jaccarino, J. H. Wernick and D. N. E. Buchanan: Phys. Rev. Lett., **12**(1964), 24.
- (15) P. M. Gielen and R. Kaplow: Acta Metall., **15**(1967), 49.
- (16) Jean-Marie Robert Genin and Paul A. Flinn: Trans. Metall. Soc. AIME, **242**(1968), 1419.
- (17) M. Lesoille and P. M. Gielen: Metall. Trans., **3**(1972), 2681.
- (18) B. W. Christ and P. M. Giles: Trans. Metall. Soc. AIME, **242**(1968), 1915.
- (19) J. M. Genin, G. Le Caer and A. Simon: Proc. Int. Conf. Mössbauer Spectrosc., 5th, Czechoslovakia, (1975), p. 318.
- (20) H. Bernas, I. A. Cambell and R. Fruchart: J. Phys. Chem. Solids, **28**(1967), 17.