

# 中炭素 5Cr-Mo-V 鋼の逆変態細粒化におよぼす 前変態組織の影響

向田 行宏\*・柴田 尚\*・小野 秀三\*<sup>2</sup>・石黒 徹\*<sup>2</sup>

Effects of the Pre-transformation Microstructures on the Grain Refining of Medium-carbon 5Cr-Mo-V Steels

Yukihiro MUKAIDA, Takashi SHIBATA, Syuzo ONO and Tohru ISHIGURO

**Synopsis** : For the purpose of obtaining refined grains over full cross section for improved ductility in heavy-gage products of a medium carbon 5Cr-Mo-V steel, the effects of pre-transformation microstructures on the grain refining during austenitizing were investigated.

Samples were prepared to possess either one of three different microstructures, pearlite, bainite and martensite. These samples were heated slowly to the desired austenitizing temperature followed by rapid cooling, and the formation of new austenite grains was examined.

Though austenite grains were not refined in cases of martensite and bainite microstructures, these were remarkably refined in case of pearlite. Portions of pearlite were enriched with carbon, where the transformation temperature into austenite was lower, and this is considered to be the reason that finer austenite grains were formed.

Above results show that arranging pearlite microstructure before quenching heat treatment is effective for obtaining refined grains over full cross section in heavy-gage products.

**Key words**: medium carbon 5Cr-Mo-V steel, tool steel, grain refining, pre-transformation microstructure, pearlite, carbide.

## 1. 緒言

熱間成形用金型には高温強度、延・韌性、焼入れ性の観点から JIS SKD61 に代表される中炭素 5Cr-Mo-V 鋼が広く用いられている<sup>1)</sup>。近年、成形技術の進歩により、金型は熱的、機械的に益々過酷な条件にさらされるようになってきたため、金型材料への要求はいっそう厳しいものとなっている。

金型寿命を支配すると考えられる延・韌性などの材料特性を確保するためには、細粒組織を得ることが重要である。結晶粒の微細化は、鍛錬時の加工再結晶と焼入れ時の  $\alpha/\gamma$  逆変態を利用して行われる。特に、大断面を有する大型鍛造材では鍛錬時の加工歪みが小さくなることから、加工再結晶を利用した細粒化が困難になり、素材内部での特性低下が問題となる。

逆変態時の細粒化度合いは、その前組織の状態に影響を受けることが知られており、前組織の制御が細粒組織を得る上での有力な手段となることが考えられる。例えば、9Cr-Mo-V 鋼などでは、焼入れ工程前の変態組織をパーライトに調整することが逆変態時の細粒化に有効である<sup>2)</sup>。これに対して、3.5Ni-Cr-Mo-V 鋼などの Ni を含む低合金鋼では、焼入れ前組織をパーライトに調整することが困難なため、逆変態過程での細粒化が難しいことが知られている<sup>3-5)</sup>。

このような背景から、本研究では鍛造により製造される中炭素 5Cr-Mo-V 鋼大型金型材の全断面において均質な細粒組織を得ることを目的とし、逆変態過程での細粒化の挙動に及ぼす焼入れ前組織の影響を調査することとした。

## 2. 実験方法

供試材は、工場生産設備により製造された熱間成形用金型鋼から採取した。その化学組成を Table 1 に示す。本鋼種の引張破断延性に及ぼす旧  $\gamma$  結晶粒サイズの影響を把握するため、焼入れ時の  $\gamma$  化温度を 1030~1100°C の間で変化させ、結晶粒サイズの異なる試料を作製した。焼入れ後に 580~600°C、2h の焼戻しを 2 回繰返し、各試料の引張強さが約 1700 MPa になるように調整し引張試験に供した。

また、焼入れ前の変態組織（以降、前組織と称する）と焼入れ工程におけるオーステナイト粒の細粒化挙動（以降、逆変態/細粒化と称する）との関連性を把握するため、前組織をパーライト、ベーナイトおよびマルテンサイトの 3 種に変化させた試料を作製した。Fig. 1 は、各試料の前組織調整に用いた熱処理条件である。1100°C のオーステナ

Table 1. Chemical composition of the steel used.

(mass%)							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
0.37	0.28	0.46	0.007	0.0005	5.12	1.60	0.61

平成 12 年 1 月 24 日受付 平成 12 年 4 月 12 日受理 (Received on Jan. 24, 2000; Accepted on Apr. 12, 2000)

\* (株) 日本製鋼所 室蘭研究所 (Muroran Research Laboratory, The Japan Steel Works, Ltd., 4 Chatsumachi Muroran 051-8505)

\* 2 (株) 日本製鋼所 室蘭製作所 (Muroran Plant, The Japan Steel Works, Ltd.)

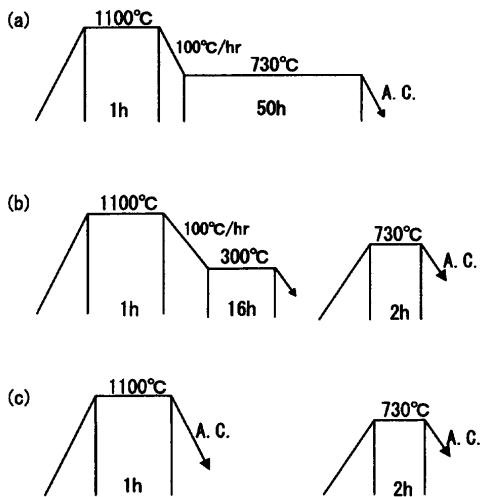


Fig. 1. Schematic diagrams of heat treatment conditions. (a) Pearlite transformation heat treatment. (b) Bainite transformation heat treatment. (c) Martensite transformation heat treatment.

イト化温度は、前組織の旧オーステナイト結晶粒を意図的に粗大化させておくことを目的としており、前組織の旧オーステナイト結晶粒サイズはASTM結晶粒度番号（以降、結晶粒度と称する）で1.7に粗大化していることを確認した。前組織をパーライトに調整する条件では、保持時間を1から50hの範囲で変化させた730°Cの恒温変態処理を行い、供試材のパーライト変態の時間進行過程を併せて観察した。また、恒温変態の進行過程で各保持時間ごとにサンプルを空冷し、変態組織を凍結した状態で電解抽出残渣を採取し、析出炭化物をX線回折により同定した。残渣の抽出には10% AA液を用い、X線回折はCuターゲットを用いて行った。

3種の前組織に調整した試料は、昇温速度0.8°C/minの条件で徐加熱し、所定の $\gamma$ 化温度に到達後急冷し、逆変態過程での新たな $\gamma$ 粒の生成挙動を観察した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 旧 $\gamma$ 結晶粒と引張延性

供試材の焼入れ、焼戻し熱処理後の機械的性質と結晶粒度の関係を調査した。Fig. 2は、焼入れ温度を変化させることにより結晶粒サイズを変えた試験材の室温引張試験により得られた引張破断延性と結晶粒度との関係を示す。この試験では焼入れ温度を変化させたことにより、析出炭化物の形態も変化していることが予測されるため、結晶粒度単独の影響を表わしてはいないが、破断延性に及ぼす結晶粒度の影響は事実上大きいと推定される。特に、 $\gamma$ 化温度が1050°Cまで上昇し、結晶粒度がASTM No. 5以下に粗大化すると、引張破断延性値は急激に低下する。この延性値の低下は金型表面で起こる熱疲労寿命に大きな影響を及ぼすことが推測され、熱処理工程の最適化による結晶粒の粗

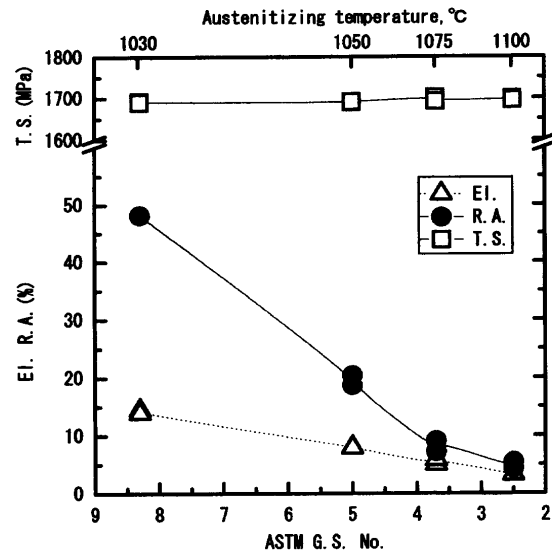


Fig. 2. Relationship between tensile ductility and austenite grain size number.

細化が重要となることを確認した。

#### 3.2 焼入れ前組織

焼入れ温度への昇温過程での逆変態/細粒化挙動を観察する前段階として、3種に変化させた前組織の観察を行った。Fig. 3は、Fig. 1の条件で熱処理した3種の前組織の光学顕微鏡による観察結果である。730°C、50hの恒温変態処理を行った試料では、パーライト、マルテンサイト組織および未変態 $\gamma$ 相は全く認められず、50hの恒温保持中にパーライト変態が完了していることが確認された。Fig. 3からわかるように、このパーライト組織には、エッチングにより黒色を呈する部と灰色を呈する部との2つの変態相が認められる。黒色にエッチされる領域は旧オーステナイト粒界の周囲で発達しているのに対して、灰色部はむしろ優先的に粒内に生じている。従って、恒温変態の進行過程の初期に黒色のパーライト相が生成したものと考えられる。SKD61相当の供試材ではこのような特異な恒温変態挙動を示すことが判ったため、それぞれのパーライト組織の逆変態挙動と関連付けて、考察の対象とすることとした。また、(b)および(c)の条件で熱処理した前組織については、それぞれ狙い通りのパーライトおよびマルテンサイト単一組織に調整されていることが確認された。

#### 3.3 逆変態/細粒化過程の観察

本研究の主目的である3種の前組織と逆変態/細粒化挙動との関係を調査するため、パーライト、パーライトおよびマルテンサイト組織に調整したそれぞれの試料を所定の $\gamma$ 化温度まで昇温させた後に空冷し、結晶粒度を測定した。Fig. 4には結晶粒度測定結果を $\gamma$ 化温度を横軸にとり整理して示すが、逆変態後の結晶粒度には大きな前組織の影響が認められる。すなわち、前組織がパーライトおよびマルテンサイト組織の場合、オーステナイト化後にも前組織の旧オーステナイト粒サイズにほぼ等しい結晶粒度1.7の粗

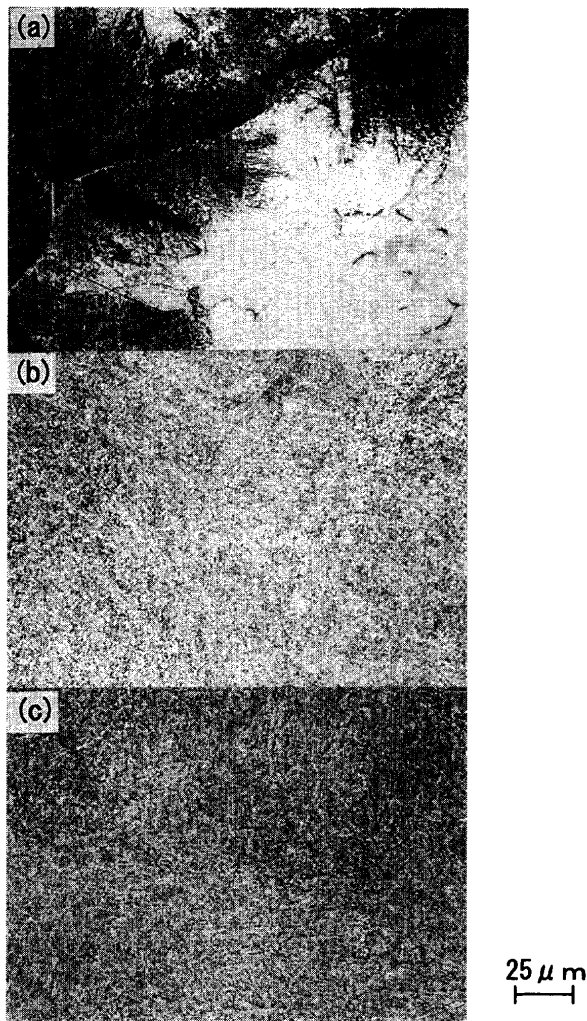


Fig. 3. Optical micrographs of pre-transformation microstructures. (a) Pearlite microstructure. (Heat treatment see Fig. 1(a)) (b) Bainite microstructure. (Heat treatment see Fig. 1(b)) (c) Martensite microstructure. (Heat treatment see Fig. 1(c))

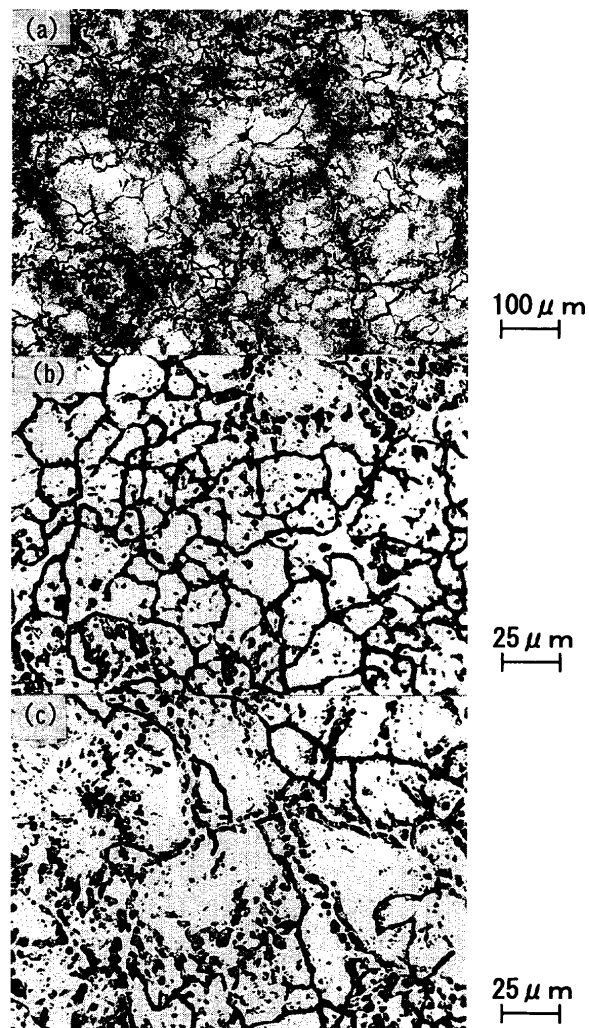


Fig. 5. Optical micrographs of the samples with pearlite pre-transformation microstructure at 860°C and 1030°C. (a) austenitized at 860°C. (b) Black area of pearlite, austenitized at 1030°C. ASTM G. S. No. 8.0. (c) Gray area of pearlite, austenitized at 1030°C. ASTM G. S. No. 5.0

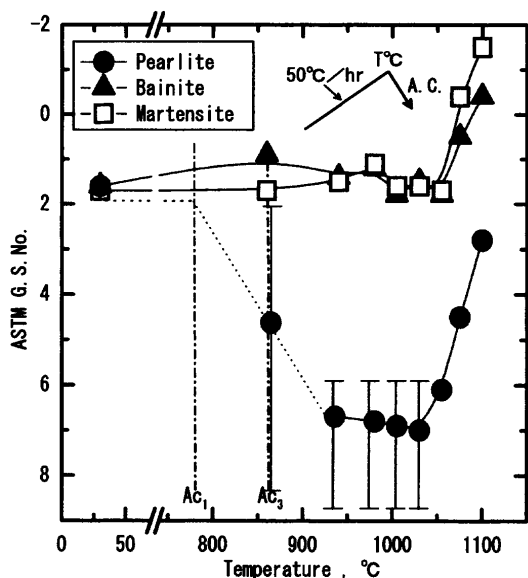


Fig. 4. Relationship between austenite grain size number and austenitizing temperature.

大粒が観察され、逆変態を利用した細粒化がなされていない。前組織の旧オーステナイト粒界を引き継ぎ、オーステナイト組織へ変態する特徴が認められ、3.5Ni-Cr-Mo-Vにおいて報告されている逆変態挙動<sup>3)</sup>と類似であると考えられる。また、1050°Cを超える $\gamma$ 化温度では、結晶粒の成長が開始している。

これに対して、前組織をパーライト組織に調整した試料では、 $A_{c3}$ 直上より前組織の旧 $\gamma$ 粒界は消失し、新たな $\gamma$ 粒が生成し始め、No. 5~No. 8の $\gamma$ 粒が得られ、逆変態/細粒化が顕著に進行している。なお、前組織がパーライトの場合にも、ほぼ1050°Cを超える温度から急速な結晶粒の粗大化が生じている。

Fig. 5に、パーライト組織を860°Cと1030°Cで $\gamma$ 化した場合の微細化した結晶粒を示す。860°Cで $\gamma$ 化した場合の組織には、前組織であるパーライトの旧オーステナイト粒界が残存している。新たな $\gamma$ 粒の生成は、旧オーステナイ

ト粒界近傍から開始しており、結晶粒度8程度の微細結晶粒が旧オーステナイト粒界に分布している。また、1030°Cで $\gamma$ 化した場合には、結晶粒度が5の細粒組織と8の微細粒組織の2つの領域が観察される。これらの観察結果より、結晶粒度8の微細粒組織が黒色パーライト部である旧オーステナイト粒界の周囲に生成した後に、結晶粒度5の結晶粒が旧オーステナイト粒内に生成してくると判断できる。

## 4. 考察

### 4.1 前組織と逆変態 $\gamma$ 粒生成との関連性

前述の結果から、SKD61相当の中炭素5Cr-Mo-V鋼において、逆変態を利用して微細結晶粒を得るためには、前組織をパーライト変態組織へ調整しておくことが有効であると判明した。一方、前組織がマルテンサイトあるいはベーナイト組織である場合には、逆変態過程での $\gamma$ 結晶粒の微細化は困難である。

マルテンサイトおよびベーナイトを有する前組織には亜粒界などの多くの転位が導入されている。従来の研究によれば、 $\gamma$ 化昇温過程ではその高い転位密度を駆動力として $\gamma$ 粒が再結晶し、新たな $\gamma$ 粒が形成されることが示されている<sup>(6-8)</sup>。従って、本研究の対象とした中炭素5Cr-Mo-V鋼でも、転位密度の高い低温変態生成組織を出発点とした場合の逆変態/細粒化の困難さは、前組織から引き継がれた高い転位密度を有する $\gamma$ 相の再結晶挙動と関連していると推測される。そこで、3種の前組織の逆変態 $\gamma$ 相の特徴を高温引張試験により詳細に調査することとした。 $\gamma$ 化昇温過程における各温度での未再結晶状態の $\gamma$ 相の存在は、その温度における応力-歪み線図に現れてくると考えられるからである。

この実験では、3種の前組織にそれぞれ調整した試験材より10mm $\Phi$ 、G.L.30mmの高温引張試験片を作製して、Fig.5の逆変態結晶粒度の計測の場合と同一の熱履歴で所定の $\gamma$ 相まで昇温した後、 $1.7 \times 10^{-4} \text{ S}^{-1}$ の歪み速度で引張試験を行い、応力-歪み線図を求めた。さらに、炭化物の完全な固溶が起こる1100°Cにおいて $\gamma$ 化した後に所定の温度まで降温し、同様の引張試験を行った。

Fig. 6は、得られた応力-歪み線図から、永久歪みが2.5%に相当する各 $\gamma$ 化温度でのフローストレスを読み取り、3つの前組織での相違を纏めた結果である。マルテンサイトおよびベーナイトの低温変態生成組織が $\gamma$ 化された時のフローストレスは、高温変態生成組織であるパーライトの逆変態 $\gamma$ 状態と比較して、顕著に高く、ほぼ、1050°Cの高温 $\gamma$ 温度域において、両者は等しくなる。特に、前組織がより転位密度の高いマルテンサイトでは、逆変態 $\gamma$ 相のフローストレスは高い。また、前組織がパーライトの場合の逆変態 $\gamma$ 相のフローストレスは、炭化物を完全固溶さ

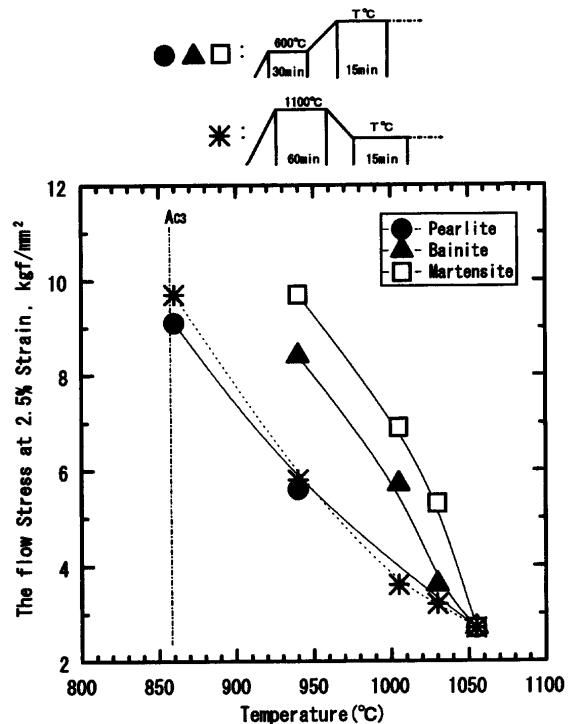


Fig. 6. Effects of the pre-transformation microstructure on the flow stress at 2.5% strain in austenite region.

せた1100°Cの $\gamma$ 化後に降温した場合のそれとほぼ一致している。従って、3種の前組織の違いによる再 $\gamma$ 化相のフローストレスの顕著な相違は、未溶解炭化物の分散状況の差に起因するのではなく、マルテンサイトおよびベーナイトを出発点とした逆変態 $\gamma$ 相において、1050°Cの温度域まで未再結晶 $\gamma$ 相が安定に存在するためと考えるのが妥当であろう。

転位密度の高いマルテンサイトやベーナイトを前組織とする場合、 $\gamma$ 粒の生成・成長過程では、 $A_{c3}$ 点を超えたところで前組織の転位を踏襲した状態で亜結晶粒、すなわち未再結晶 $\gamma$ 相が生成する。1次再結晶温度に達すると再結晶が起こり転位密度の低い新たな粒になる。さらに2次再結晶温度になると、その再結晶粒の粒成長が生じる。SKD61相当の中炭素5Cr-Mo-V鋼は、0.6%の高いV含有量を有しており、Fig. 1の(b)と(c)で調整されたベーナイトとマルテンサイトの低温変態生成組織には、X線回折の結果、 $V_4C_3$ 型の微細炭化物が生成していることが確認された。この微細炭化物はラス、パケットなどの亜粒界に析出し、転位密度の高い前組織を引き継ぎ逆変態した $\gamma$ 相では、微細析出物により亜粒界の移動が抑制され、未再結晶 $\gamma$ 相が高温域まで安定に存在するものと考えられる。Fig. 6において3種の前組織のフローストレスがほぼ一致する1050°Cの温度は、Fig. 2で認められたように、結晶粒の急激な成長が生じる2次再結晶温度とよく一致しており、微細炭化物の凝集・粗大化および固溶が生じて、粒界移動の抑制効果が低下するものと判断される。つまり、微細析出物により未再結晶 $\gamma$ 相が安定に存在して1次再結晶温度が

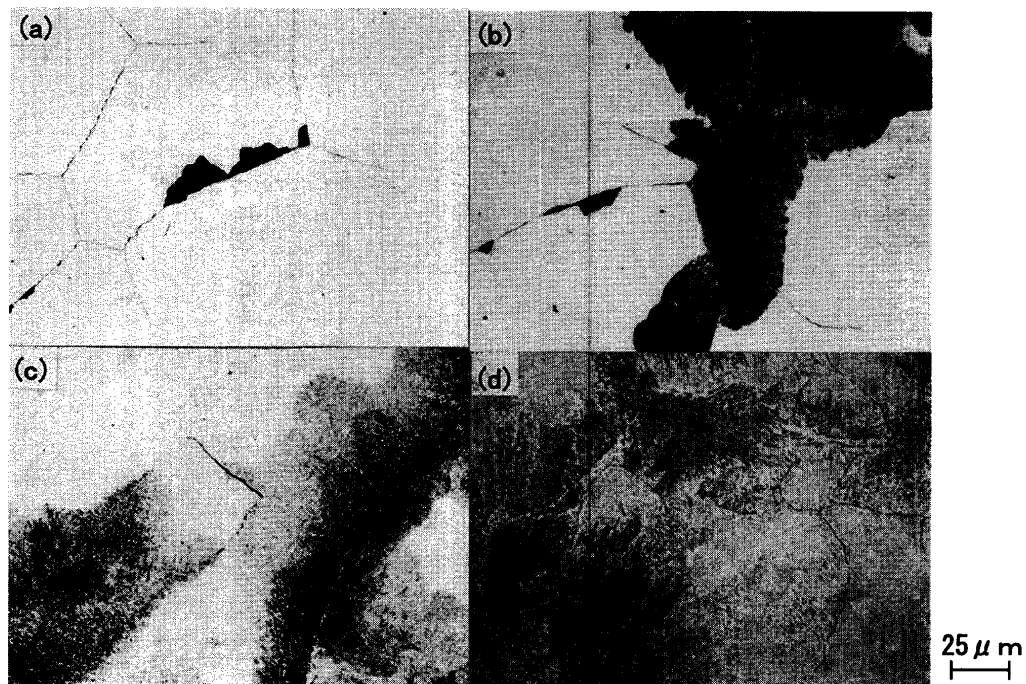


Fig. 7. Change in microstructure with holding time ( $t$ ) at 730°C.  
(a)  $t=2$  h (b)  $t=8$  h (c)  $t=12$  h (d)  $t=20$  h

2次再結晶温度まで上昇していることが考えられる。従って、 $\gamma$ 粒は再結晶と同時に粒成長をはじめため、微細な新たな $\gamma$ 粒を得ることができないと推察される。上記の $\gamma$ 粒生成状況とその機構から判断すると、Vなどの微細炭化物形成元素を多く含有し、パーライト変態のノーズがより長時間側にある合金鋼で共通の逆変態・細粒化の困難さが生じるものと考えられる。

一方、 $V_4C_3$ などの炭化物の微細析出が生じないパーライトを前組織とした場合には、新たな $\gamma$ 粒の核生成が旧 $\gamma$ 粒および比較的粗大な炭化物の界面で活発に生じ、その成長と合体とがより低い $\gamma$ 化温度で生じるため、細粒化が大きく促進されるものと考えられる。

#### 4.2 パーライト組織と細粒化

3.2項の実験では、中炭素5Cr-Mo-V鋼の恒温変態により得たパーライト組織がエッチング後に黒色を呈する部と灰色を呈する部との2つの形態で生成するという観察結果が得られた。また、この特異なパーライト組織を再 $\gamma$ 化すると、旧 $\gamma$ 粒界を取り巻くように生成する黒色領域が、より微細な $\gamma$ 粒に逆変態することも確認された。そこで、これらの2つの形態を呈するパーライトの恒温変態過程をさらに検討することとした。

供試材のパーライト変態特性を把握するため、Fig. 1 (a)に示した条件において、730°Cの恒温変態保持時間を変化させ空冷した試料を作製し、変態進行過程を観察した。Fig. 7に、保持時間が2h, 8h, 12h, および20hの場合の観察結果を示す。まず、保持時間2hで旧 $\gamma$ 粒界よりエッチングで確認できる黒色 $\alpha$ 相が生成する。その黒色組織は時間とともに粒内に向かって成長していくが、12h保持後

Table 2. Result of X-ray analyses of carbides, transformed isothermally at 730°C. (Microstructures see Fig. 7)

Holding time	X-ray patterns
2h	$V_4C_3$
8h	$V_4C_3+M_{23}C_6$
12h	$V_4C_3+M_{23}C_6$
20h	$V_4C_3+M_{23}C_6$

には、黒色組織から灰色組織が張り出しはじめ、20hで未変態 $\gamma$ 部が消失し変態が完了している。Fig. 7の写真において、白色部は急冷時に生成したマルテンサイト組織であり、HV580程度の極めて高い硬さを有する領域である。この白色部は恒温変態進行中は未変態 $\gamma$ であった部分に相当するため、 $\alpha$ 変態が完了した黒色部と灰色部、および残留 $\gamma$ の3つの相を容易に区分することができる。供試材のC量は0.37mass%であり、亜共析鋼に相当するが、写真のように、初析フェライトの生成は観察されない。これは、Cr, Mo, Vの炭化物生成元素を多く含有するため、オーステナイト中で溶解度積が小さい合金炭化物がフェライト生成に先行して析出しているためと考えられる。

各試料における炭化物のX線回折結果をTable 2に示す。保持時間2hの変態初期には $V_4C_3$ のピークが同定された。8h, 12h, 20hでは $V_4C_3$ のピークより大きく $M_{23}C_6$ のピークが同定され、黒色部、灰色部ともに $M_{23}C_6$ 炭化物が主体であることが判明した。Fig. 8に20hで変態が完了したパーライト組織のSEM写真を示す。黒色部および灰色部ともに炭素鋼等で観察されるフェライトとセメンタイトが交互に層状にならんだラメラパーライトではなく、この $M_{23}C_6$ 炭化物は塊状に析出している。炭化物サイズはほぼ

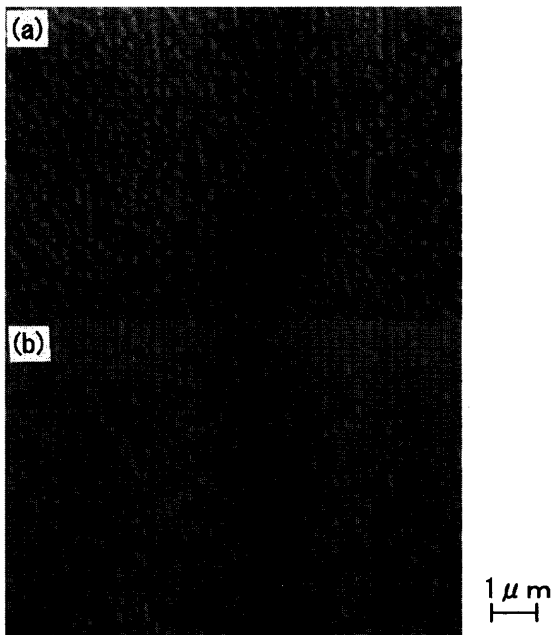


Fig. 8. Scanning electron micrographs of microstructures transformed isothermally at 730°C for 20 h. (a) Black area. (b) Gray area.

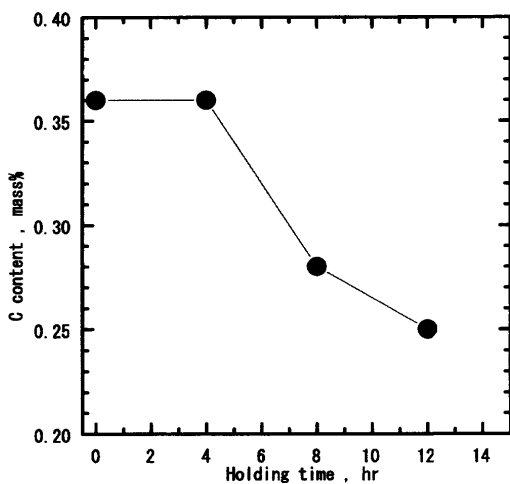


Fig. 9. Relationship between C content in retained austenite area and holding time at 730°C.

同一であるが、黒色部の方が灰色部よりも炭化物が密に分布しており、その炭化物密度の違いが光学顕微鏡観察でコントラストの差として表れ、2つの領域に見分けられる様相を呈したと考えられる。

このような炭化物密度の違いは、パーライト変態進行過程でのCの拡散挙動に起因していると考えられるため、各恒温保持段階で残留した $\gamma$ 相の炭素濃度をEPMAで分析した。Fig. 9にEPMA分析より明らかになった変態進行中の未変態 $\gamma$ 相のC濃度の時間変化を示す。変態の初期には、Table 1の化学分析結果と同一の0.37 mass%を示しているが、恒温変態の進行と共に、残留 $\gamma$ 中の炭素濃度は減少し、12hでは0.25 mass%まで低下している。これは、未変態 $\gamma$ 相中の炭素が変態を完了した黒色パーライト側へ拡散移動

していること、すなわち、黒色パーライトと未変態 $\gamma$ 相の界面には、未変態 $\gamma$ 相からの炭素の供給がなされていることを示していると考えられる。このようなパーライト変態の特徴は、菊池<sup>9)</sup>による、減速オルソパーライト機構で説明できると考えられる。

供試材のパーライト変態が時間とともに進行する過程では、C, Cr, Mo, Vなどの添加元素はフェライトと炭化物に再分配され、 $\alpha$ 相および $\gamma$ 相の炭素活量も変化する。これらの添加元素がパーライト変態が進行する界面<sup>10,11)</sup>を移動する間に、侵入型固溶元素であるCは十分に拡散速度が大きいいため、結晶粒内の炭素活量を平均化しようとし、長距離拡散する。未変態 $\gamma$ 中の炭素活量がパーライトを構成するフェライトの炭素活量より高いと、Cはフェライト側へ長距離拡散移し、未変態 $\gamma$ 中のCは変態の進行に伴い減少する。このようなCの拡散挙動により、変態進行に伴ってC量の不均一性が大きくなり、炭化物密度の違いが生じたと考えられる。

本鋼種のパーライト組織は、フェライトとセメントイト( $M_3C$ )の層状組織ではなく $M_{23}C_6$ が塊状に析出している。この特殊炭化物は、既に従来の研究<sup>12-16)</sup>により指摘されており、主に、Mo鋼の特徴として検討されている。 $M_{23}C_6$ はMo鋼中の複炭化物として佐藤ら<sup>17)</sup>に確認されており、本鋼種では $M_{23}C_6$ の構造を比較的とりやすいCrが添加されていることで、よりいっそう $M_{23}C_6$ の析出を安定にしていると推測される。パーライトが層状組織になるかどうかは、フェライトと炭化物の協調度の問題であると考えられる。パーライトが層状に成長するためには、フェライトと炭化物が協調して成長する必要があり、このような条件は(1) $\gamma/\alpha$ 界面の移動度(2) $\gamma$ /炭化物界面の移動度(3)Cの拡散能の3つの因子で決定すると報告されている<sup>18)</sup>。要するに、本鋼種ではCr, Mo, Vなどの添加元素を多く含有しているため、変態過程におけるそれらの元素の拡散が上記の3つの因子に影響を及ぼし、今回の試験条件では、フェライトと炭化物間の協調度が崩壊して、粒状に析出するパーライト形態になったものと考えられる。

これらの特殊合金炭化物が塊状に分布した恒温パーライト組織が逆変態するとき、黒色にエッチされた塊状炭化物密度の大きな領域において、結晶粒度8の $\gamma$ 粒の極微細化が進行した(Fig. 5)。旧 $\gamma$ 粒界の周辺に発達した黒色パーライト領域は灰色領域と比較して炭素濃度が高いため、 $Ac_1$ 変態温度が相対的に低く、逆変態 $\gamma$ 粒の核生成が低い温度で起こること、および、析出密度の大きな塊状炭化物界面も新たな $\gamma$ 粒の生成サイトとなることが、より微細な $\gamma$ 粒を生成した原因であろう。

## 5. 結言

熱間成形用金型として用いられる中炭素5Cr-Mo-V鋼を

対象にし、大型金型材の全断面において均質な細粒組織を得ることを目的として、焼入れ前組織と逆変態／細粒化機構の特徴について検討し、以下の結果を得た。

(1) 中炭素 5Cr-Mo-V 鋼の引張破断延性は旧  $\gamma$  結晶粒サイズに大きな影響を受け、No. 5 以下に  $\gamma$  粒が粗大化すると、延性値が急激に低下する。

(2) 前組織がペーナイト、マルテンサイト組織の場合、 $V_4C_3$  などの微細析出物により粒界移動が抑制され、未再結晶  $\gamma$  相が高温域まで安定に存在するため、逆変態を利用した細粒化が困難である。

(3) 前組織がパーライトの場合、 $V_4C_3$  などの炭化物が微細析出していないため、より低い温度で新たな  $\gamma$  粒の核生成とその成長・合体が起こり、逆変態／細粒化が顕著に進行する。

(4) パーライト組織の黒色部は炭化物密度が大きいいため、 $\gamma$  核の発生数が多く、かつ C の富化により  $\gamma$  変態温度が低下し、より低温で  $\gamma$  粒が生成するため、灰色部より  $\gamma$  化熱処理時の細粒化が促進される。

(5) パーライト組織は、旧  $\gamma$  粒界からエッチングで確認できる黒色組織が生成し、その後、灰色組織が張り出す変態挙動を示す。炭化物は  $M_{23}C_6$  が主体で粒状に析出しており、黒色部は灰色部と比較して析出密度が高い。これは、変態進行中に C が変態完了部である黒色部へと長距離拡散

しているためと考えられる。

## 文 献

- 1) K.Sudoh: *Denki Seiko*, **60** (1989), 367.
- 2) T.Azuma, Y.Tanaka, T.Ishiguro, Y.Ikeda, H.Yoshida, M.Funazaki, E.Murai and N.Ozaki: *Nihonseikousyo Giho*, **51** (1995), 14.
- 3) T.Azuma, Y.Tanaka and T.Ishiguro: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 783.
- 4) R.Homma: *Tetsu-to-Hagané*, **54** (1968), 898.
- 5) R.Homma: *Tetsu-to-Hagané*, **58** (1972), 119.
- 6) K.Hosomi, Y.Ashida, H.Hato, R.Atagi, K.Ishihara and H.Nakamura: *Tetsu-to-Hagané*, **64** (1978), 595.
- 7) T.Maki, H.Moromoto and I.Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 1598.
- 8) T.Maki, S.Nakagawa and I.Tamura: *J. Jpn. Inst. Met.*, **44** (1980), 1164.
- 9) M.Kikuchi: *Netsu Shori*, **36** (1996), 197.
- 10) H.Togashi and T.Nishizawa: *J. Jpn. Inst. Met.*, **40** (1976), 12.
- 11) H.Togashi and T.Nishizawa: *J. Jpn. Inst. Met.*, **40** (1976), 691.
- 12) A.Suzuki, S.Kinoshita and T.Inoue: *Kobe Steel Eng. Rep. D*, **21** (1971) 3, 101.
- 13) Y.Ohmori: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), 1095.
- 14) R.W.K.Honeycombe: Proc. of Int. Conf. on Phase Transformations in Ferros Alloys, Phase Transformations in Ferrous Alloys, Philadelphia, (1984), 259.
- 15) R.W.K.Honeycombe: Proc. of Int. Conf. on HSLA Steels, HSLA Steels Metall. Appl., Beijing, (1986), 243.
- 16) K.Kimura, Y.Wada, R.Kayano, T.Ishiguro, K.Hattori and K.Kawano: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 44.
- 17) T.Satoh, T.Nishizawa and T.Tamaki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **24** (1959), 395.
- 18) T.Suzuki and Y.Mishima: *Denki Seiko*, **55** (1984), 131.