

Ni-Cr-Mo-V 鋼の再オーステナイト化処理 による結晶粒微細化と析出炭化物の役割

東 司*・田中 泰彦*・石黒 徹*²

Role of Fine Carbide Precipitates in the Grain Refining Behavior of 3.5%Ni-Cr-Mo-V Steel

Tsukasa AZUMA, Yasuhiko TANAKA and Tooru ISHIGURO

Synopsis :

Grain refining behavior during austenitizing of 3.5%Ni-Cr-Mo-V turbine rotor shaft steel was investigated. Special attention was paid on the effect of Ni content and role of fine carbide precipitates on the austenite transformation and migration of the acicular austenite grain boundary. The microscopic observation of grain refining behavior reveals the following results.

(1) The grain refining of 3.5%Ni-Cr-Mo-V steels during austenitizing occurs through two stages. The first stage is austenite transformation which γ -phases succeed to the acicular bainitic ferrite structure. The second stage is the formation of equiaxed grain at higher temperatures by the migration of grain boundary of the acicular austenite.

(2) Driving force of the grain boundary migration in the second stage is considered to be the high density defects in the acicular austenite.

(3) Increase of Ni content stabilize the acicular γ -phases up to higher temperatures. This decreases the formation of equiaxed grain due to the migration of acicular austenite grain boundary.

(4) Increase of V content makes the grain refining difficult because the fine carbide precipitate such as VC works as a barrier against the grain boundary migration required for the formation of equiaxed grain.

Key words : Ni-Cr-Mo-V steel ; grain size ; carbide precipitation ; equiaxed grain ; acicular γ -phases.

1. 緒 言

蒸気タービン低圧部に使用されるローターシャフトは、高速回転体としての破壊安全性¹⁾の観点から、軸心部まで均一な強度と優れた低温靱性を確保し得る 3.5 Ni-Cr-Mo-V 低合金鍛鋼品により製造されている。発電容量の増加と比例し、軸材の胴径は逐次大型化し、焼ばめ方式軸材での応力腐食割れ問題²⁾から、現在ではディスク/シャフト一体型の胴径 2 m 700 にも及ぶ一体型鍛鋼軸材が製造されている。これらの大型鍛鋼品の製造には、健全な内部性状を有する鋼塊の製作がまず重要なポイントとなり、近年の炉外精錬、真空炭素脱酸などの精錬・造塊技術の進歩が単体重量 600 t に達する大型インゴットの製造を可能とした³⁾。

大容量プレスを用いた鍛錬後、粗大化した γ 粒は熱処理工程での逆変態を利用し微細化が図られるが、3.5

Ni-Cr-Mo-V 鋼の α/γ 逆変態過程ではベーナイト組織の特徴を受け継ぎ γ 変態が進行するため、 γ 化熱処理による細粒化が難しい材質と認識されている⁴⁾⁵⁾。大胴径化による鍛錬工程中の加工再結晶による細粒化の困難さ、及び熱処理工程中の昇温速度の低下は、更に γ 粒微細化を難しくする要因の一つである。これらの背景から本研究では、3.5 Ni-Cr-Mo-V 鋼の γ 化昇温過程(逆変態)における旧 γ 粒の微細化の特徴を現象論的に理解するとともに、 γ 結晶粒の細粒化に関与する熱履歴、化学組成など金属組織学的要因の検討を試みた。

2. 実験方法

2.1 供試材

本研究に用いた供試材の化学組成を Table 1 にとりまとめて示した。A 鋼は、600 t 鋼塊より製造した一体型低圧ローターから採取した試材であり、本鋼種の細粒

昭和 63 年 11 月・平成元年 4 月本会講演大会にて発表 平成元年 7 月 31 日受付 (Received July 31, 1989)

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

*2 (株)日本製鋼所室蘭研究所 工博 (Muroran Research Laboratory, The Japan Steel Works Ltd.)

Table 1. Chemical composition of the samples (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Al	As	Sn	Sb	N	Ac ₁	Ac ₃	B _S	B _f
A	0.25	0.05	0.29	0.005	0.004	3.47	1.62	0.04	0.40	0.13	<0.005	0.003	0.004	0.0011	0.0081	—	—	—	—
B	0.25	0.03	0.27	0.004	0.003	2.83	1.69	0.04	0.39	0.12	<0.005	0.004	0.004	0.0019	0.0051	699	789	471	290
C	0.24	0.04	0.27	0.005	0.003	3.59	1.71	0.04	0.38	0.12	<0.005	0.005	0.004	0.0019	0.0057	690	794	438	278
D	0.24	0.03	0.28	0.005	0.003	5.05	1.72	0.04	0.40	0.12	<0.005	0.005	0.005	0.0019	0.0057	637	769	375	150
E	0.27	0.04	0.27	0.004	0.004	3.82	1.76	0.04	0.41	<0.01	<0.005	0.003	0.003	0.0011	0.0057	673	781	427	297
F	0.28	0.05	0.28	0.004	0.004	3.79	1.75	0.04	0.41	0.08	<0.005	0.003	0.003	0.0010	0.0054	678	772	409	282
G	0.29	0.03	0.28	0.003	0.003	3.80	1.72	0.04	0.40	0.13	<0.005	0.003	0.003	0.0012	0.0051	673	764	422	278
H	0.28	0.03	0.27	0.003	0.003	3.82	1.72	0.04	0.41	0.17	<0.005	0.003	0.003	0.0011	0.0053	661	770	433	278

Ac₁, Ac₃, B_S, B_f: Transformation temperature, °C

化学動の基礎調査及び電解抽出残渣採取用試材として使用した。また、その他は50 kg容量の真空誘導炉で溶製・鍛造した実験室規模試材であり、鑄込み後厚さ30 mmの板状に鍛造した。B~D鋼は、Ni含有量と γ 化熱処理による細粒化(以降、逆変態/細粒化と称する)の挙動との関連調査に用いた供試材であり、E~H鋼は細粒化に及ぼす炭化物の影響を調査するために、V含有量を意図的に変化させた供試材である。

2.2 実験方法

本研究では大胴径を有する大型鍛鋼品の逆変態/細粒化特性を取り扱うため、各供試材は鍛錬時の加熱温度に相当する高温域で加熱後徐冷し、粗大な旧 γ 粒と初析フェライトを含まない単一パーナイト組織を有する状態に調整した(前組織と称する)。この前組織を出発点として、実機大型鍛鋼品の γ 化昇温速度を想定した徐加熱を行い、逆変態昇温過程での新たな γ 粒の生成及び細粒化の度合いを観察した。細粒化の度合いは所定の γ 化加熱後室温まで冷却し、旧 γ 結晶粒度を測定することにより行い、粒界現出のため、ピクリン酸飽和水溶液に表面活性剤を添加した腐食液を用いた。

一方、後述するごとく、粗大な旧 γ 粒とパーナイト組織を有する前組織を再 γ 化処理し、室温まで冷却した試料の顕微鏡観察では、薄くエッチングされる領域と濃くエッチングされる領域の2種に明瞭な区分がなされ⁴⁾、 γ 単相温度域において、前組織のパーナイトの方向性を受け継いだ針状 γ 相の存在することが推測された。その確証を得るためのその場観察の一つの手段として、顕微鏡観察に供したと同一の熱履歴で γ 温度域まで昇温した試料の高温引張試験を行い、応力-歪み曲線での2.5%の永久歪みを与える塑性流動応力を測定し、結晶粒の細粒化の特徴を検討した。引張試験時の歪み速度は $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ とし、10 mm ϕ , G. L. 30 mmの試験片を用いた。

また、これらの針状 γ 相を生成する原因の一つとなるものと考えられる微細析出炭化物に注目し、 γ 化昇温過程における再固溶挙動を電解抽出残渣の化学分析によ

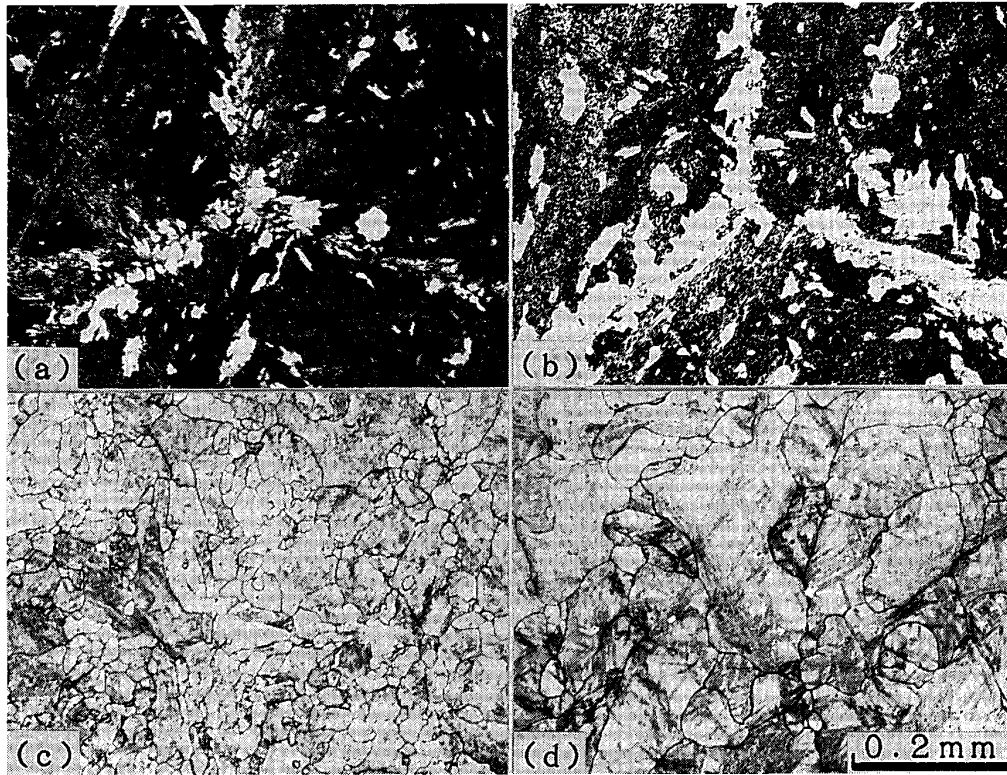
り検討した。

3. 実験結果

3.1 γ 化昇温過程での細粒化の観察

本鋼種の逆変態/細粒化の基本挙動を調査するため大型ローター軸材の焼準温度への昇温速度を想定した徐加熱条件で、加熱昇温中の結晶粒度の変化を観察した結果をPhoto. 1及びFig. 1に示す。本項で用いた供試材はA鋼であり、前組織の調整条件、逆変態処理条件は図中に併記されている。これらの観察結果は、3.5 Ni-Cr-Mo-V鋼の逆変態/細粒化過程での興味ある特徴を示しており、エッチングにより薄く腐食される領域と濃くエッチングされる領域に明瞭に区分されている。本間⁴⁾は、これらのマイクロ組織の差をLEC, DEC (Lightly及びDarkly-Etched-Constituent)と区分し詳細な観察を行っている。DECと称した領域が、 γ 化加熱処理後に残留するとき、結晶粒度の測定ではDECを粗大な旧 γ 結晶粒として評価することとなり、測定された結晶粒度も粗大となる。

この区分に従えば、 α/γ 逆変態完了の初期には主として前組織の旧 γ 粒界に沿ってLECが認められ、Ac₃変態点からさらに高温側へ昇温するに従い粒内にもLECが生成し、最も細粒組織となる温度では、DECが消失し、等軸粒の形態を呈するLECのみの分布となってくる。このため、Fig. 1における825°Cおよび875°Cでの結晶粒度を正確に測定することは困難である。図中には粒度の範囲を示してあるが、ASTM結晶粒度番号で-2.8の粗大化した旧 γ 粒を有する前組織はAc₁とAc₃温度間の $\alpha + \gamma$ 共存温度域では細粒化が進行せず、Ac₃以上の温度で前組織の方向性を受け継いだ γ 相から新たな等軸 γ 粒が生成することにより細粒化が進行していることがわかる。また、最も細粒が得られる温度はAc₃変態点より約150°C高温域にあり、フェライト+パーライト組織を有する炭素鋼では、フェライト粒界またはフェライト/パーライト境界で α 相からの新たな γ 核の生成が生じ細粒化が進行するのに対し、



(a) $T = 780^{\circ}\text{C}$ (b) $T = 825^{\circ}\text{C}$
 (c) $T = 925^{\circ}\text{C}$ (d) $T = 975^{\circ}\text{C}$

Photo. 1. Microscopic observations of the grain refining behaviors in the 3.5Ni-Cr-Mo-V steel Sample No. A (Heat treatment see Fig. 1).

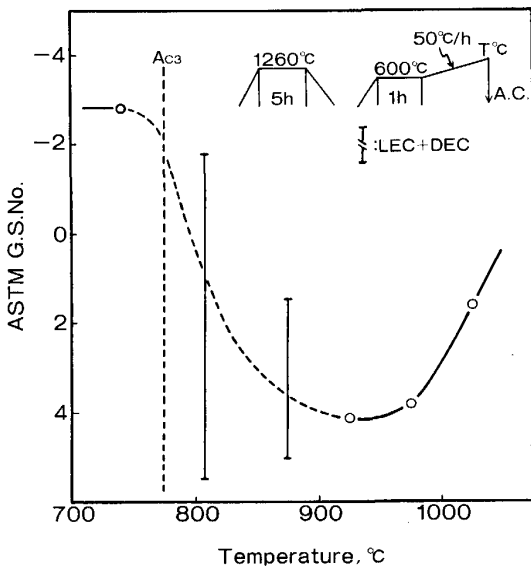


Fig. 1. Grain refining behaviors during austenitizing transformations observed in the 3.5Ni-Cr-Mo-V steel (Sample No. A).

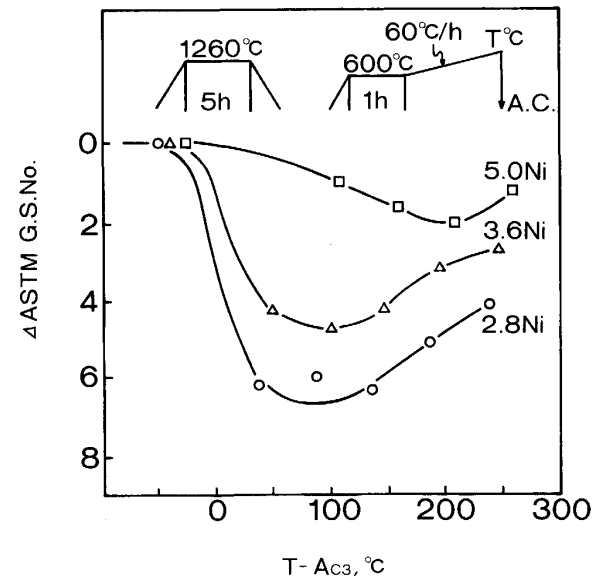


Fig. 2. Effects of Ni content on the grain refining by austenitizing heat treatments (Sample No. B, C, and D).

明らかに異なった挙動を呈している。Fig. 2 は、Ni 含有量を 2.8~5% の範囲で意図的に変化させた供試材 B~D 鋼を対象として、同様の手法により逆変態/細粒化

に及ぼす Ni 含有量の影響を調査した結果である。Fig. 2 では、 γ 化温度と各供試材の A_{c3} 変態温度との差を横軸にとり、細粒化の進行度合いを前組織の旧 γ 結晶粒

度と逆変態 γ 結晶粒度との差として縦軸に図示してとりまとめてある。Ni 含有量の増加に伴い、最も細粒組織の得られる γ 化温度は A_{c3} 変態点より高温側へ移行しており、かつ、得られる結晶粒サイズも粗大である。これらの結果は、Ni 含有量の大きな鋼種で熱処理による細粒化の進行が抑制されるというこれまでの知見と一致しており⁵⁾、Table 1 に併記したように、前組織においてペーナイト変態が生ずる温度が Ni 含有量の増加に伴い低温側へ移動することと逆変態/細粒化の難しさがなんらかの関連を有していることが推測される。本間らの研究⁴⁾によれば等軸粒の形態を呈する LEC は粒内に転位を含まない γ 粒であり、粒内に針状組織を有する DEC は前組織の針状フェライトの方向性を受け継ぎ逆変態した針状 γ 相の集合体と考えられる。本間らはこの針状 γ 相が γ 温度域で存在することと細粒化の度合いが密接に関連し、Ni 含有量の高い鋼種では DEC と称した針状 γ 相が高温側まで存在するため、逆変態による細粒化が難しくなることを考察しており、Fig. 2 の結果と一致する。

3.2 逆変態 γ 相の塑性流動応力

前項で推測した γ 化温度域での針状 γ 相の生成は γ 化温度での高温引張試験における塑性流動応力 (フローストレス) にも影響を与えることが考えられる。このため、逆変態昇温中に LEC と DEC が共存する熱処理条件、及び、1250°C 加熱により LEC 単相組織とし所定の引張試験温度まで降温した条件の両者で引張試験を実施し、Fig. 3 を得た。その結果は、2.5% のフロー

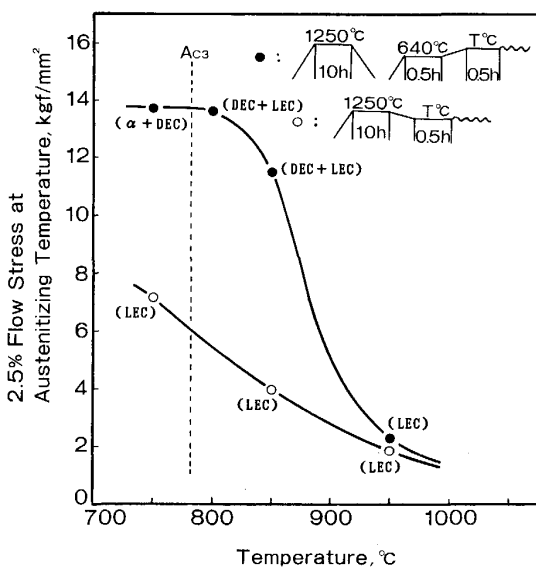


Fig. 3. Effects of the α/γ transformation structure on 2.5% flow stress at austenitizing temperatures (Sample No. A).

レスで整理したが、両者間には顕著な差が認められる。DEC と LEC が共存する熱履歴下でのフローストレスは LEC 単相の場合と比較して例えば 850°C において約 3 倍も高い値が計測された。両者間のフローストレスの差は温度の上昇に伴い縮小し、DEC は消失し、かつ最も細粒化となる 950°C ではほぼ一致した値となる。DEC 共存下での高いフローストレスは未固溶炭化物による析出強化あるいは結晶粒度の差に起因すると考えるのは無理であり、室温の組織観察で認めた DEC は LEC と比較して亜粒界など高い転位密度を有する針状の γ 相の集合体であると判断することができよう。これらの前組織を受け継いだ逆変態 γ 相の生成は、従来の研究により指摘されており^{6)~13)} 主として高い Ni 含有量を有するマルエージング鋼など、マルテンサイト鋼の特徴として検討されている (本研究の対象とした鋼種は室温でペーナイト組織を呈する)。細見らの研究¹⁰⁾によれば、マルエージング鋼の $\alpha' \rightarrow \gamma$ 変態過程ではその昇温速度により拡散逆変態と無拡散逆変態が共に生じ得ることを述べており、また、牧ら¹³⁾ はこれらの高い転位密度を有する逆変態 γ 相は、さらに高温側で再結晶により結晶粒の細粒化が行われることを示している。本研究で認めた 3.5 Ni-Cr-Mo-V 鋼の特異な逆変態挙動は、マルエージング鋼と比較して変態温度が高温側にあること及び γ 化昇温速度を大型鍛鋼品を対象とした徐加熱条件としていることから、拡散支配の針状 γ 相の生成と考えるのが妥当であろう。しかし、本項で認められた A_{c3} 直上での高いフローストレスは、針状 γ 相の昇温中の細粒化が、その高い転位密度を駆動力として、亜粒界の粒界移動及びその成長による等軸結晶粒の生成により進行している可能性のあることが推測される。これらは広義の再結晶過程とみなし得よう。

3.3 逆変態昇温中の析出炭化物の再固溶

前組織の旧 γ 粒と針状フェライトの方向性を受け継いだ針状 γ 相の集合体が、その後の昇温により等軸細粒化する過程は、主として亜粒界の粒界移動が関与するため粒界移動を抑制する炭化物など二次析出相の影響が細粒化の度合いと関連することが考えられる⁷⁾¹⁴⁾。

そこで、粗大 γ 粒を有する前組織の逆変態過程での炭化物の再固溶挙動を電解抽出残渣の化学分析により検討した。Fig. 4 は、A 鋼を対象とし γ 化温度の上昇に伴う再固溶の進行を電解抽出残渣中の炭化物形成元素及び窒素の含有量をマトリックス百分率に換算し、まとめたものである。

強炭化物形成元素である Cr, Mo の炭化物は γ 化変態が終了する A_{c3} 温度においてほぼ固溶を完了するが、

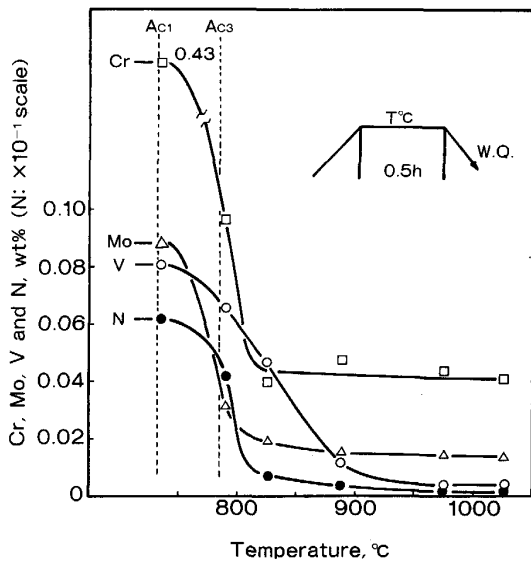


Fig. 4. Dissolution behaviors of carbides and nitrides during austenitizing in the 3.5Ni-Cr-Mo-V steel (Sample No. A).

Vの炭化物はより高温まで存在していることが確認された。電解抽出残渣のX線回折によりVCまたは V_4C_3 として同定された微細に分散析出したV炭化物の完全固溶温度は約950°Cと高く、この温度はFig. 1に示した最も細粒となる温度(LEC単相組織となる温度)とよい一致を示している。

このように炭化物の中でも特にV炭化物の存在が針状 γ 相界面の粒界移動を抑制し、細粒化の度合いに影響することが考えられ、次項ではV炭化物に注目した考察を行うこととした。

4. 考 察

4.1 V含有量と逆変態/細粒化

3.3項の実験から、針状 γ 相界面の粒界移動を抑制するV炭化物の存在がクローズアップされたので、V含有量を0~0.18%の範囲で意図的に変化させた供試材E~H鋼を対象として、粗大旧 γ 粒を有するペーナイト組織の逆変態/細粒化過程をFig. 1と同一の方法により観察し、Fig. 5及びPhoto. 2の結果を得た。各供試材の前組織は単一ペーナイト相であるが、V含有量の影響が明瞭に認められる。V含有量の減少に伴いDECからLECへの移行はより低温側で進行し、かつ、得られる γ 粒は著しく細粒となる傾向が認められる。特にVを含まない供試材では、 Ac_3 温度より約45°C高い825°Cにおいてはほぼ等軸細粒化が完了しており、得られた γ 粒も極めて微細である。

これらVの作用は、 γ 単相温度(825°C)における引

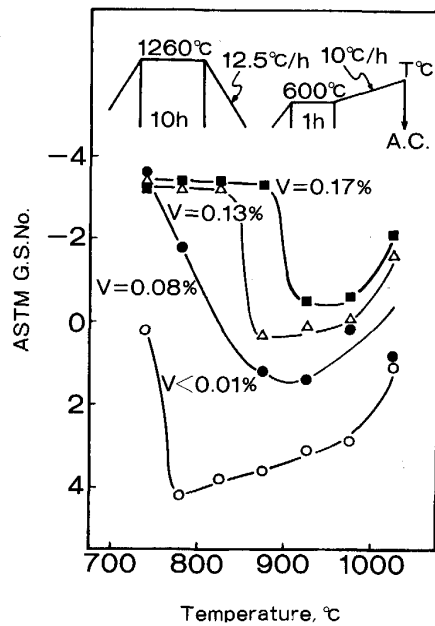
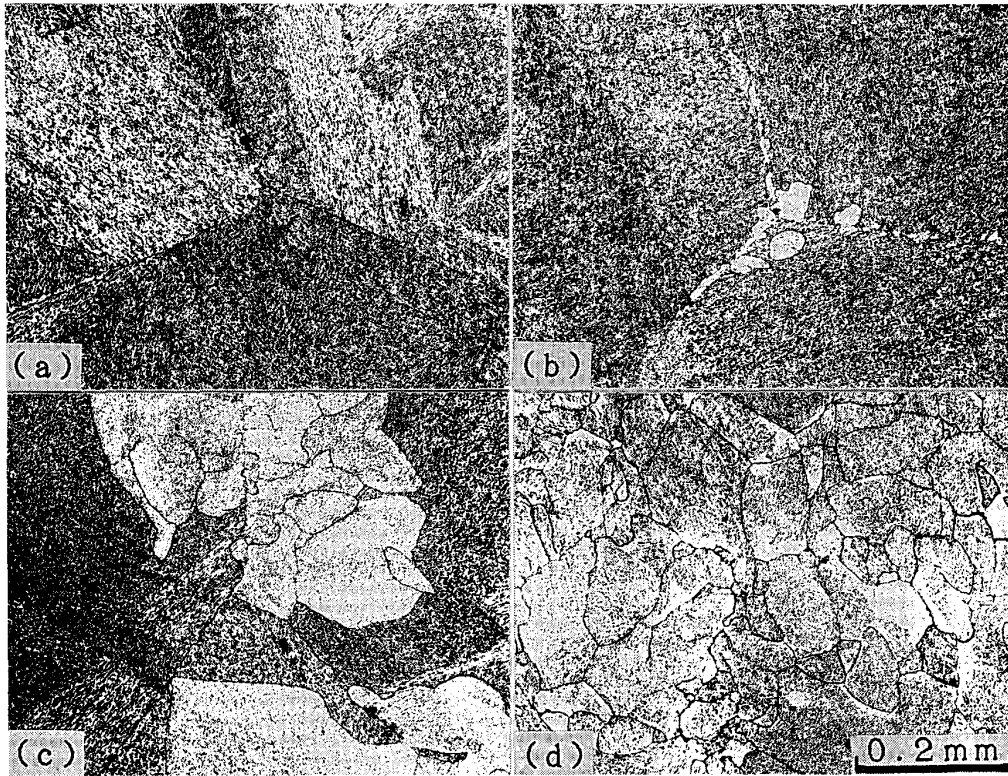


Fig. 5. Effects of V content on the grain refining behaviors during austenitizing in 3.5Ni-Cr-Mo-V steels.

張試験でもFig. 6のようにフローストレスに影響を与えており、V含有量の増加に伴い、針状 γ 相集合体の占める割合(Photo. 2)と対応し、高いフローストレスが計測される。Vを含まない3.5Ni-Cr-Mo鋼において Ac_3 点では、Photo. 3に示すように約20%の針状 γ 相の存在が認められており、VはDECからLECへの移行過程で針状 γ 相の消失温度に対しより強い影響をもたらしているものと考えられる。

一方、Fig. 2においてNi含有量の増大に伴い生ずる細粒化の難しさは、前組織でのペーナイト変態温度がNi含有量の増加に伴いTable 1のように低下し、低温変態生成組織となるため、ペーナイト組織中の針状フェライト界面により微細なV炭化が析出し、逆変態過程での粒界移動のV炭化物による抑制効果が強まるためと説明できよう⁷⁾¹⁴⁾。

針状 γ 相集合体中の亜粒界の移動による粒内等軸 γ 相(LEC)の生成の機構には不明確な点もあるが、局部的粒界移動による張出機構により複数の等軸結晶粒が生成・成長するためと考えられ、粒界移動抑制作用の少ないV含有量の低い化学組成においては、粒界移動がより低い γ 化温度で生じ、局部的粒界移動の頻度または等軸粒生成の密度が大きくなるため細粒化度合いも大きいと推測される。DECを含む γ 単相温度域で認められた高いフローストレスは粒界移動の駆動力となる高密度の転位の存在を裏付けていると考えられる。



(a) V = 0.17% (b) V = 0.13%
(c) V = 0.08% (d) V < 0.01%

Photo. 2. Microscopic observations of grain refining behaviors at the austenitized temperature of 825°C in 3.5Ni-Cr-Mo-V steels with various V contents (Heat treatment see Fig. 5).

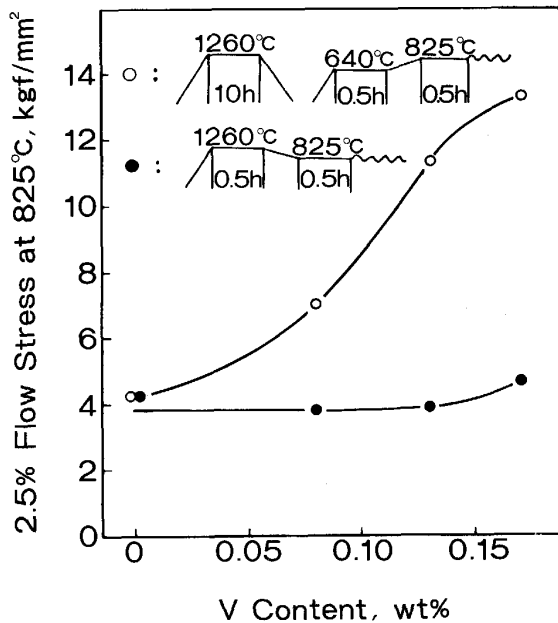


Fig. 6. Effects of V content on 2.5% flow stress at the austenitized temperature of 825°C in 3.5Ni-Cr-Mo-V steels.

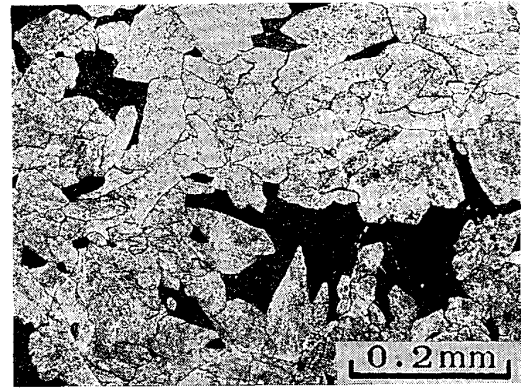


Photo. 3. Acicular γ phase appeared in the 3.5Ni-Cr-Mo steel austenitized at A_{c3} of 780°C (Sample No. E, dark etched zone).

4.2 前組織の焼もどし処理と逆変態/細粒化

未固溶V炭化物の存在が針状 γ 相集合体(DEC)の粒界移動を抑制し、結晶粒の微細化を難しくしているという前項の知見は粗大な旧 γ 粒を有する前組織において焼もどし熱処理によりV炭化物を凝集・粗大化させることにより逆変態による細粒化を促進し得る可能性のあ

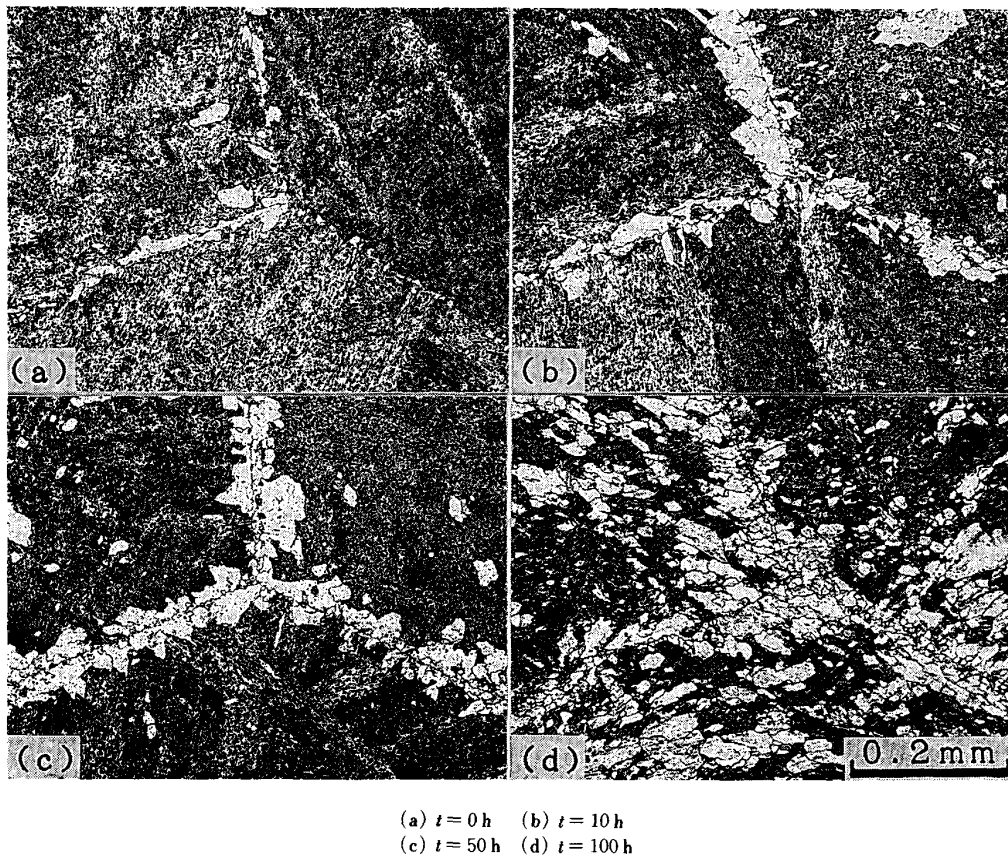


Photo. 4. Effects of the pre-tempering time on grain refining behaviors at austenitizing temperature of 800°C (Heat treatment see Fig. 7).

ることを示唆している。

γ 化温度での未固溶V炭化物の粒界移動抑制作用の存在をより明らかとするため、粗大 γ 粒を有する前ペーナイト組織(A鋼)に Ac_1 直下での焼もどし処理を行い、逆変態/細粒化過程を観察した。Photo. 4は、 800°C まで徐加熱昇温後、室温で組織観察を行った結果であるが、 Ac_1 直下の 650°C で長時間焼もどし処理を行った場合、粒内の針状 γ 相集合体に高密度の等軸 γ 粒の生成が認められる。また、Fig. 7はPhoto. 4と同一の条件で逆変態させた試料のフローストレスと 650°C での焼もどし時間との関連性を調べた結果である。LECと称した等軸 γ 粒の占有率の大きい長時間焼もどし試料では低いフローストレスが検出され、これまでに述べた広義の意味の再結晶がより低温の γ 化温度で進行していることを示している。

4.3 大型鍛鋼品の熱処理

緒言で述べたとおり、本研究は大胴径を有する蒸気タービン用回転軸材の熱処理過程での細粒化の特徴を把握することを目的としており、逆変態/細粒化に関与するいくつかの要因が把握された。このうち、粗大 γ 粒を有する前組織の前熱処理(Ac_1 点以下での焼もどし処

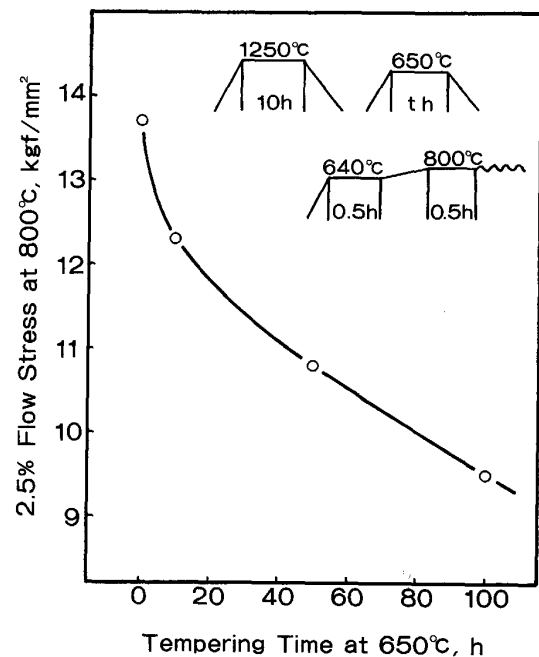


Fig. 7. Effects of the pre-tempering time at 650°C on 2.5% flow stress at austenitizing temperature of 800°C .

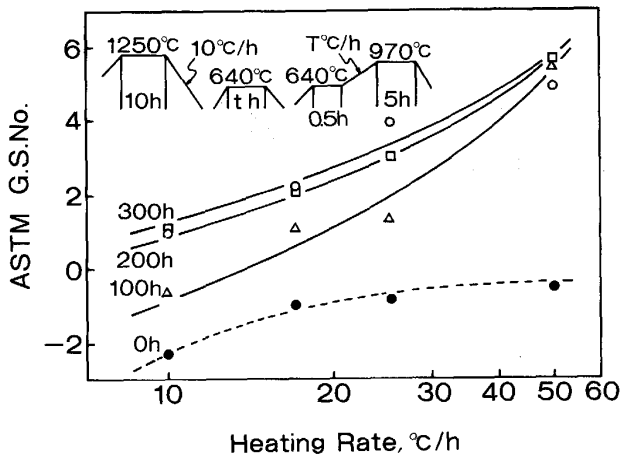


Fig. 8. Effects of the heating rate during austenitizing heat treatments on the refined grain size in the 3.5Ni-Cr-Mo-V steel samples with various pre-tempering structures.

理)が逆変態/細粒化の促進に有効なことは鈴木ら¹⁶⁾により指摘されており、焼もどし過程でのペーナイト組織中での針状フェライトの方向性の崩壊によることが考察されている。しかし、本実験の結果によれば、むしろ、 γ 化の初期に生成する針状 γ 相の粒界移動を抑制するV炭化物の形態が前組織の焼もどし過程で変化することにより、針状 γ 相の粒界移動温度域が低下し、細粒化へ寄与するものと推測される。

実機大型回転軸材の熱処理工程では調質熱処理前の機削りを容易とするため、一般に焼準後焼もどし熱処理を実施するが、大胴径回転軸材での逆変態/細粒化に及ぼす焼もどし熱処理の効果を知るため、640°Cで焼もどし処理を行った前組織の逆変態/細粒化度合いを γ 化昇温速度を意図的に変化させて調査し、Fig. 8の結果を得た。 γ 化昇温速度を高く設定できる小径軸材の場合、前組織の焼もどし熱処理は細粒化を促進するものの、胴径2m700にも達する大胴径軸材では昇温速度を増大させることが物理的に難しく、焼もどし熱処理による細粒化の促進を期待するのは難しいと考えられる。これらの昇温速度の影響は逆変態針状 γ 相からの等軸 γ 粒の生成密度の差に起因するものと考えられるが、大胴径軸材の結晶粒微細化熱処理で γ 化の繰返しを必要とする理由でもあろう。

5. ま と め

蒸気タービン低圧部の大胴径回転軸材に用いられる

3.5Ni-Cr-Mo-V鍛鋼品を対象とし、 γ 化熱処理中の逆変態/細粒化挙動を観察すると共に細粒化に関する金属組織的要因を検討した。得られた結果を要約すれば以下のとおりである。

(1) 3.5Ni-Cr-Mo-V鋼の γ 化昇温中の細粒化は前針状フェライト組織の方向性を受け継ぐ針状 γ 相の生成及び針状 γ 相界面の粒界移動による等軸結晶粒の生成と成長の二つのプロセスを経て進行する。後者のプロセスは広義の意味で再結晶過程といえるものと考えられる。

(2) 高温引張試験により得られた A_{c3} 点直上での高いフローストレスは針状 γ 相の集合体(DEC)が高い内部欠陥を有していることを示しており、針状 γ 相の粒界移動の駆動力となるものと考えられる。

(3) Ni含有量の増加は針状 γ 相を高温側まで安定化させ、粒界移動による等軸結晶粒の生成密度を減ずるため、逆変態/細粒化の度合いを低下させる。

(4) 針状 γ 相の等軸化に要する粒界移動は、 γ 単相温度域でなお未固溶のV炭化物により抑制されるため、V含有量の増加に伴い細粒化が難しくなる。

(5) 軸材の大胴径化は γ 化昇温速度の低下をもたらすし、逆変態/細粒化の阻害要因となる。

文 献

- 1) 渡辺十郎, 岩館忠雄, 齊藤 昇: 日本機械学会論文集, **43** (1977), p. 161
- 2) N. BANDYOPADHYAY and C. L. BRIANT: Metall. Trans. A, **14** (1983), p. 2005
- 3) 柳本龍三, 神 建夫, 池田保美, 大橋建夫, 菅野助崇: 日本製鋼所技報, **42** (1986), p. 111
- 4) 本間亮介: 鉄と鋼, **54** (1968), p. 898
- 5) 本間亮介: 鉄と鋼, **58** (1972), p. 119
- 6) N. P. ALLEN and C. C. EARLEY: J. Iron Steel Inst., **166** (1950), p. 281
- 7) E. KULA and M. COHEN: Trans. ASM, **46** (1954), p. 727
- 8) S. S. D'YACHEAKO and G. V. FECLOU: The Physics of Metals and Metallography, **18** (1964), p. 90
- 9) 大岡耕之, 杉野和男: 日本金属学会誌, **30** (1966), p. 435
- 10) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 安宅 龍, 石原和範, 中村 均: 鉄と鋼, **64** (1978), p. 596
- 11) 牧 正志, 中川 忍, 田村今男: 日本金属学会誌, **44** (1980), p. 1164
- 12) 渡辺征一, 邦武立郎: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 96
- 13) 牧 正志, 森本啓之, 田村今男: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1598
- 14) P. WEBSTER and G. B. ALLEN: J. Iron Steel Inst., **200** (1962), p. 520
- 15) 松田昭一, 岡村義弘: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 226
- 16) A. SUZUKI and S. KINOSHITA: 9th International Forgemaster Meeting (1981)