

V改良型 2.25Cr-1Mo 鋼の恒温長時間時効特性

家口 浩*・村上 昌吾*・藤綱 宣之*・新谷 智彦*²・山田 雅人*²・酒井 忠道*²

Long-term Isothermal Aging Behaviors of V Modified 2.25Cr-1Mo Steels

Hiroshi YAGUCHI, Shogo MURAKAMI, Nobuyuki FUJITSUNA, Tomohiko SHINYA, Masato YAMADA and Tadamichi SAKAI

Synopsis : Long-term isothermal aging behaviors up to 30000 h has been investigated in V modified 2.25Cr-1Mo steels. When impurity elements were added, FATT in Charpy impact test vs. aging time curves showed basically of parabolic type, indicating the importance of segregation of impurities as the critical factor in controlling aging behavior. On the other hand, when the amount of impurities was small, FATT showed complex behavior with aging time. This suggests the importance of other factors in controlling aging behavior such as recovery of dislocations and enlargement of various carbide precipitates.

When the degree of temper embrittlement after aging is compared in terms of the increase in FATT due to aging between the modified steels and the conventional 2.25Cr-1Mo steel, it is found to be smaller in the modified steel at the same impurities level (J-factor). One of the reasons has been attributed to the increased Mo content in solid solution of the modified steel based on the chemical analysis of precipitates.

The hardness generally increases first and then decreases with aging time. The change of hardness is more pronounced for the conventional steel. The increase in hardness is due to new precipitation and the decrease due to enlargement of precipitates and recovery of dislocation structure. Behavior of recovery was investigated with SEM-EBSP. Image quality (IQ) and grain average misorientation (GAM) were analyzed. Based on these results, it has been suggested that the more stable behavior in hardness in the modified steel can be attributed to the presence of stable MX type precipitates containing V.

Key words: 2.25Cr-1Mo steel; molybdenum; isothermal aging; temper embrittlement; SEM-EBSP.

1. 緒言

2.25Cr-1Mo 鋼や 3Cr-1Mo 鋼は、石油精製用リアクターなどの高温 (370-450°C) に長時間暴露される環境で広く使われているので、長時間使用による焼戻し脆性が起こる可能性がある。従って、これまでも 2.25Cr-1Mo 鋼を中心として焼戻し脆性に及ぼす要因、特に不純物元素の影響について調べられてきた¹⁻⁷⁾。これまでの検討で、不純物元素である P, Sn, Sb, As が時効中に旧オーステナイト粒界に偏析し、粒界強度を低下させることが最も重要な要因であると指摘されている。それにより、粒界破面率が上昇し、延性脆性遷移温度 (DBTT) が上昇する。また、水素の存在が焼戻し脆性を助長することも報告されている⁸⁻¹¹⁾。

使用温度と使用圧力の増大ニーズに対応するために、V を添加した改良鋼が開発されており、クリープ強度上昇や水素による脆化や損傷に強いことが報告されている¹²⁻¹⁵⁾。焼戻し脆化に対しても、ステップ冷却実験⁶⁾、および長時間の恒温時効実験¹⁶⁾で、V 改良鋼が優れていることが報告されている。ただし、最新の改良鋼は、焼戻し脆化を促進させる P などの不純物レベルも大幅に低減されており、焼戻し脆性に影響を及ぼす要因も、従来の知見とは異なって

いる可能性が考えられる。従って、本報告においては、P と焼戻し脆性を助長させると報告されている Si 量³⁾を変化させた V 改良型 2.25Cr-1Mo 鋼の恒温長時間時効特性を調査し、その影響因子について考察した。

2. 実験方法

Table 1 に供試材の化学成分を示す。T 鋼は実炉溶製された V 添加改良鋼である。V 改良型ベースで P と Si 量を変化させたサンプルを 150 kg 真空高周波溶解炉で溶製した (F, J, P, S)。さらに、V 無添加の従来型 2.25Cr-1Mo 鋼の実機材 (C 鋼) も比較鋼として評価した。焼戻し脆性に及ぼす不純物や合金元素量の影響を示すパラメータとして広く使用され、 $(Si\%+Mn\%)\times(P\%+Sn\%)\times 10000$ で示される J-factor も Table 1 に示している。ラボ溶製インゴットは 1200°C で 100 mm の角ピレットに鍛造後、50 mm 厚の板材に圧延した。オーステナイト化処理は 1020°C で実施後、強制空冷を行った。その後、焼戻しを 670-680°C×15 h で行なった。その後、PWHT (Post Weld Heat Treatment) 模擬熱処理を行ったが、改良鋼は 705°C×7 h、従来鋼は 690°C×7 h、で行った。PWHT 模擬処理後の全てのサンプルはベイナイト

平成 17 年 5 月 10 日受付 平成 17 年 8 月 29 日受理 (Received on May 10, 2005; Accepted on Aug. 29, 2005)

* (株) 神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Labs., Kobe Steel, Ltd., 1-5-5 Takatsukadai Nishi Kobe 651-2271)

* 2 (株) 神戸製鋼所機械エンジニアリングカンパニー (Machinery and Engineering Co., Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of the samples (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Sn	As	Sb	Ca	N	J-Factor
C	0.15	0.11	0.56	0.005	0.0020	0.17	2.48	1.10	—	—	0.001	0.002	0.0005	—	—	40.2
F	0.148	0.16	0.50	0.016	0.0022	0.16	2.45	1.00	0.30	0.030	0.002	0.002	0.001	0.0025	0.0011	118.8
J	0.143	0.20	0.50	0.025	0.0018	0.16	2.44	1.00	0.30	0.031	0.002	0.002	0.001	0.0025	0.0008	189
P	0.145	0.08	0.50	0.015	0.0024	0.16	2.45	0.98	0.30	0.031	0.002	0.002	0.001	0.0020	0.0010	98.6
S	0.142	0.15	0.50	0.005	0.0018	0.16	2.44	0.98	0.30	0.030	0.002	0.002	0.001	0.0025	0.0008	45.5
T	0.15	0.07	0.55	0.005	0.0030	0.14	2.48	1.09	0.30	0.038	0.002	0.002	0.001	0.0005	0.0054	43.4

$$J\text{-Factor} = (Si+Mn) \times (P+Sn) \times 10000$$

Table 2. Hardness of the samples as-PWHT treated (HV).

C	F	J	P	S	T
178	232	231	229	228	226

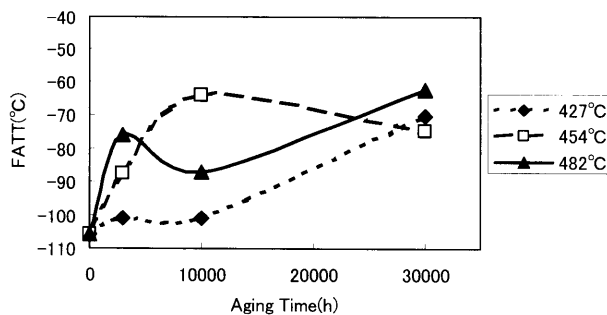


Fig. 1(a). FATT as a function of aging time in conventional steel.

組織を呈していた。硬さを Table 2 に示す。

恒温時効処理は、427°C、454°C、482°Cで行い、1000 h、3000 h、10000 hと30000 h時効後のサンプルを評価した。2 mmのVノッチつきフルサイズシャルピー試験で脆化特性を評価した。基本的に、1条件では試験温度を6条件変化させ、それぞれ試験数を2とし、延性脆性遷移温度(DBTT)は、主に50%脆性破面率(FATT)で評価した。

3. 結果と考察

3.1 焼戻し脆化挙動

Fig. 1に時効時間に伴うFATTの変化、Fig. 2には、PWHT模擬熱処理後とのFATTの差(Δ FATT)の時効時間に伴う変化を示す。PとSi量が高くJ-factorが高いJ鋼を除いては、FATTの時効時間に伴う変化は複雑な挙動を示すことが判明した。FATTは一般的に3000 hまでの時効に伴って上昇、10000 hまでは逆に低下する。10000 hから30000 hまでは上昇するケースと低下を継続するケースとが見られる。上昇するのは、J鋼以外では、従来鋼と時効温度が482°Cと高いときに多い。J-factorが高いJ鋼においてのみ、不純物の偏析理論⁶⁾より推測される時効時間の平方根則に近い挙動を示した。従来、Pなどの不純物の粒界への偏析を起こす拡散が脆化挙動を支配していると考えられ、時効時間に伴い平方根則的に脆化が進行する挙動が説明されていた。ただし、文献6中のサンプルのJ-factorは、過半数

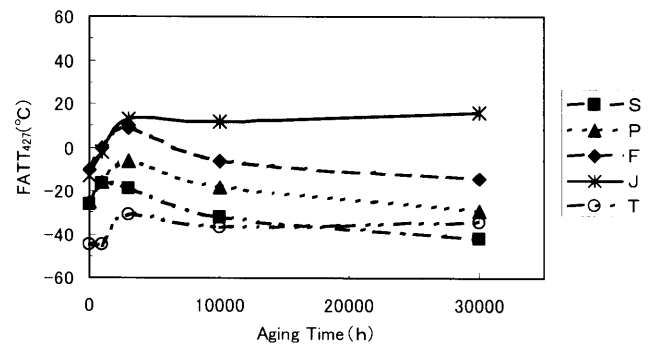


Fig. 1(b). FATT as a function of aging time in V modified steels at 427°C.

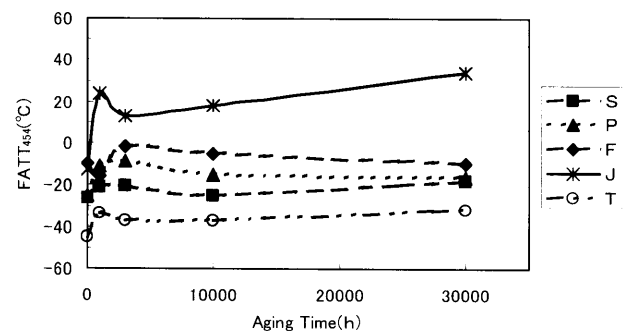


Fig. 1(c). FATT as a function of aging time in V modified steels at 454°C.

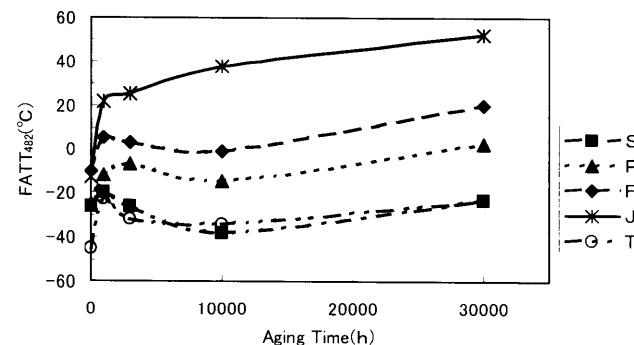


Fig. 1(d). FATT as a function of aging time in V modified steels at 482°C.

が100以上であり、今回の実験と比較すると高いことが特筆できる。従って、不純物量が低い本研究で観察された複雑な挙動は、不純物の拡散以外の要因が存在し、それらの相対的重要度が増加したために、複雑な挙動が現れたものと考えられる。その機構についての詳細な議論については

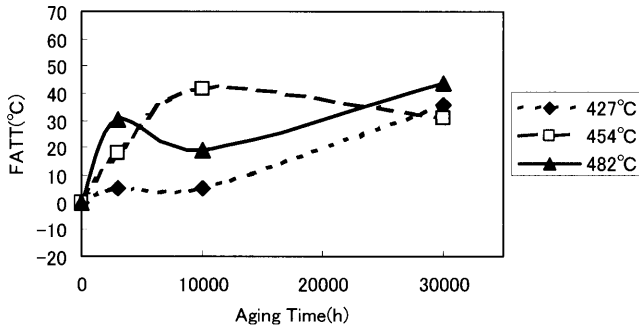


Fig. 2(a). $\Delta FATT$ as a function of aging time in conventional steel.

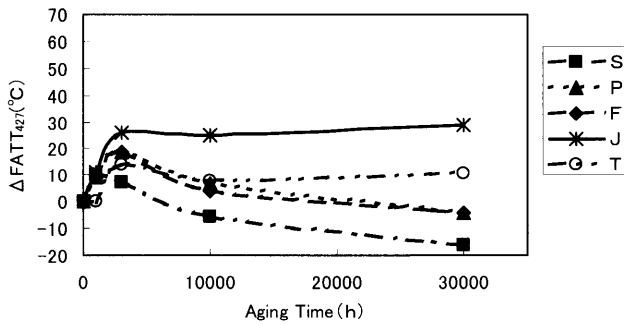


Fig. 2(b). $\Delta FATT$ as a function of aging time in V modified steels at 427°C.

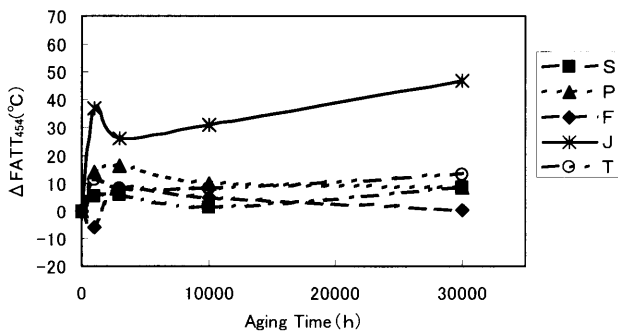


Fig. 2(c). $\Delta FATT$ as a function of aging time in V modified steels at 454°C.

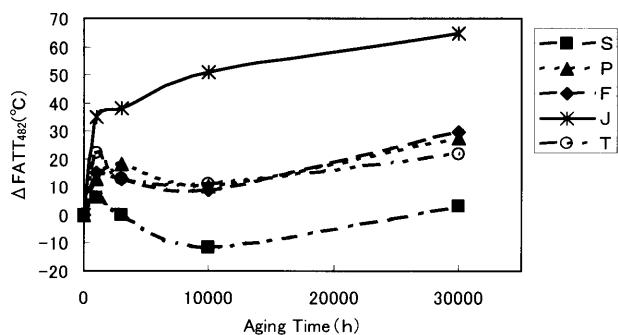


Fig. 2(d). $\Delta FATT$ as a function of aging time in V modified steels at 482°C.

後述する。

3.2 不純物の影響

Fig. 3に、482°C時効での $\Delta FATT$ におよぼすJ-factorの影

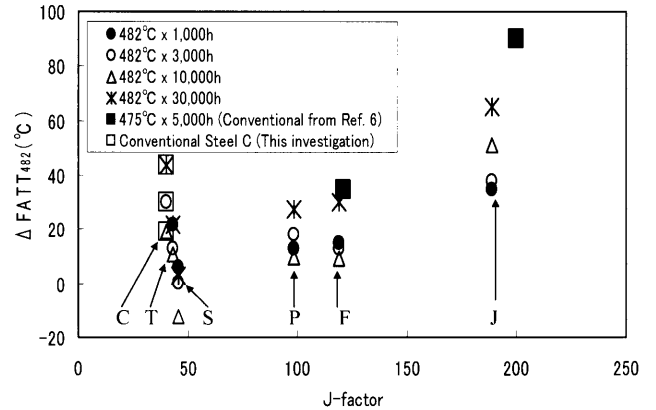


Fig. 3. Effect of J-factor on $\Delta FATT$ at aging temperature of 482°C.

響を示す。予想されたように、 $\Delta FATT$ はJ-factorの増加に伴って一般的に上昇する。同一不純物量(J-Factor)で比較すると、従来鋼より改良鋼の方がFATTの上昇が小さい(脆化しにくい)ことが分かる。従来鋼の類似条件(475°C×5000h)の結果は、文献6より引用した。この効果は、改良鋼ではシャルピー試験破面に粒界破面が少ないことに起因していると考えられる。Fig. 4に示すように、従来鋼ではシャルピー破面で、粒界破面が頻繁に観察されるのに対して、改良鋼では粒界破壊を促進する水素チャージ後においても粒界破壊はほとんど観察されなかった。F鋼とP鋼の違いはSi量のみであるが、Fig. 3に示されるように、時効脆化はほぼ同一である。このことは、J-factorに含まれているSi量の影響は従来考えられていたよりも小さく、Pの影響が主であることを示唆している。この結果は、MurzaとMcMahon³⁾の報告であるSiがFATTを増大させるのはPが添加されたときだけで、Pが低い時には影響を及ぼさないという結果と合致しており、Pが本質的な脆化要因であることを裏付けている。Pは旧オーステナイト粒界に偏析し、粒界強度を低下させることで脆化させることは広く知られている。

YuとMcMahon^{1,2)}は、固溶Moが、粒界脆化を促進するPの悪影響を抑制すると報告している。改良鋼では、V添加により固溶Moが増加する可能性が考えられたので、析出物に含まれる各元素量の時効に伴う変化を調査した。析出物を電解抽出し、析出物中の各元素の含有量を測定した。電解液は10%アセチルアセトン-1%テトラメチルアンモニウムクロリド-メタノール溶液で、電流値=10mA/cm²の定電流法で抽出、ポアサイズ0.1 μ mのフィルターで採取し、ICP発光分析法で分析した。Table 3に測定結果を示す。両方の鋼種とも、析出物中にはCr量が最も多く、続いてMoとFeの順となっていた。改良鋼ではV量が次に続く。従来鋼中の各元素の値はJayan¹⁷⁾らの結果とほぼ同等であった。過去の文献によると、CrとFeは、粗大(100nm以上)M₂₃C₆、M₆CあるいはM₇C₃、Moは比較的微細(10~100nm)で針状のM₂C、Vは微細な(数10nm)MC

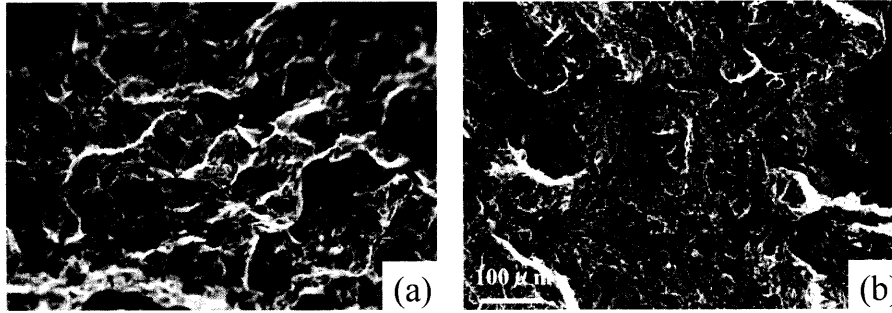


Fig. 4. Fractography of Charpy impact test, (a) Conventional steel aged for 10000 h at 482°C. Charpy test was carried out at -100°C . (b) Hydrogen charged V-modified steel aged for 10000 h at 482°C. Charpy test was carried out at -40°C .

Table 3. Chemical compositions of each alloying element extracted as precipitates (mass%).

Conventional (C)						
Temperature($^{\circ}\text{C}$)	Aging Time(h)	Fe	Mn	Cr	Mo	
AS PWHT	0	0.43	0.042	0.70	0.43	
427	3,000	0.41	0.038	0.69	0.42	
427	10,000	0.40	0.037	0.67	0.41	
427	30,000	0.43	0.046	0.69	0.45	
454	10,000	0.41	0.039	0.68	0.45	
454	30,000	0.42	0.042	0.71	0.46	
482	3,000	0.43	0.041	0.68	0.45	
482	10,000	0.36	0.037	0.62	0.47	
482	30,000	0.35	0.040	0.63	0.53	

Modified (T)							
Temperature($^{\circ}\text{C}$)	Aging Time(h)	Fe	Mn	Cr	Mo	V	Nb
AS PWHT	0	0.25	0.032	0.46	0.31	0.19	0.032
427	3,000	0.28	0.027	0.50	0.30	0.20	0.030
427	10,000	0.24	0.023	0.42	0.25	0.19	0.027
427	30,000	0.25	0.03	0.47	0.31	0.18	0.032
454	3,000	0.24	0.022	0.42	0.25	0.19	0.028
454	10,000	0.27	0.027	0.49	0.28	0.20	0.031
454	30,000	0.29	0.029	0.50	0.32	0.19	0.033
482	3,000	0.24	0.024	0.42	0.25	0.19	0.03
482	10,000	0.25	0.025	0.44	0.27	0.18	0.03
482	30,000	0.25	0.026	0.43	0.29	0.19	0.029

が主な形態であると考えられる¹⁸⁾。Table 3によると、析出物中のFe, CrとMo量は従来鋼の方が一般的に多い。従って、固溶量は、トータル量から析出量を引いた値で表すことが可能と考え、固溶CrとMo量は、改良鋼のほうが多いと考えられる。ただし、 $0.1\ \mu\text{m}$ のポアサイズのフィルターで析出物を採取したので、極微細析出物は「固溶」に含まれる可能性が高いことは注意する必要があるが、傾向についての議論は可能と考えられる。「固溶」Mo量と ΔFATT との相関をFig. 5に示す。「固溶」Mo量の増加に伴って ΔFATT が減少する傾向が観察される。実験した全ての時効温度と時間を合わせて載せているのでばらつきが多いが、従来鋼と改良鋼の同一条件での個々のペアを比較すると、「固溶」Moが多いほど ΔFATT が小さい。以上の結果より、McMahonらが提案しているように^{1,2)}、改良鋼では固溶Moが増加することで、Pの悪影響を低減できる可能性が示唆された。ただし、固溶Moの効果は、当初McMahonらが提案したPの粒界への偏析を抑制する効果ではなく、Moも粒界に偏析し、Pの悪影響を低減させる効果であると提案されている¹⁹⁻²¹⁾。

3.3 時効に伴う硬さ変化

塑性変形能そのものも延性脆性遷移温度に影響を及ぼす

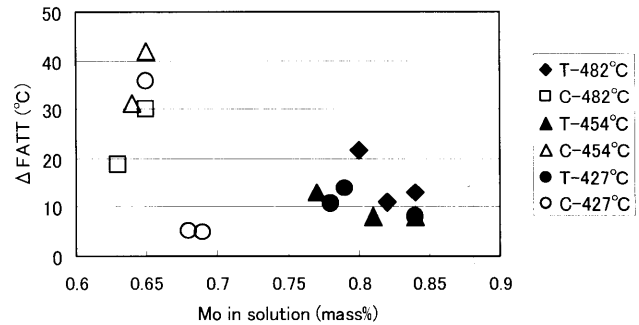


Fig. 5. Relationship between the change of FATT (ΔFATT) and Mo in solution. The amount of Mo in solution is obtained by subtracting measured Mo content in precipitates from total amount.

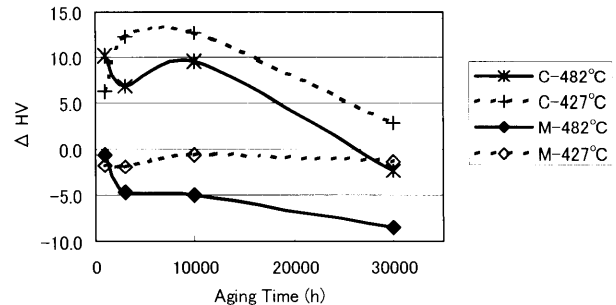


Fig. 6. Change in hardness as a function of aging time. Sample M means the average of modified steels, T, S and J.

ので、硬さの時効に伴う変化も、焼戻し脆化の複雑な挙動に及ぼす影響因子の一つと考えられる。Fig. 6に 427°C と 482°C での時効に伴う硬さ変化を示す。硬さ自体も複雑な挙動を示し、従来鋼では両方の温度とも、10000hまでは硬さが上昇するが、その後は低下する。V添加改良鋼では 427°C ではほぼ一定、 482°C も初期の硬さ上昇が観察されず、その後の硬さの低下も小さい。なお、改良鋼においては、PやSi量の硬さへの影響は見られなかったため、T, S, J鋼の平均値を示した。従来型2.25Cr-1Mo鋼においては、 M_2C タイプ炭化物が時効中に析出することが報告されている²²⁾。多くの文献に報告されるように、この析出が従来鋼の時効初期の硬さ上昇の理由と考えられる。その後の硬さの低下は、マトリックスの転位組織の回復と、析出物の粗

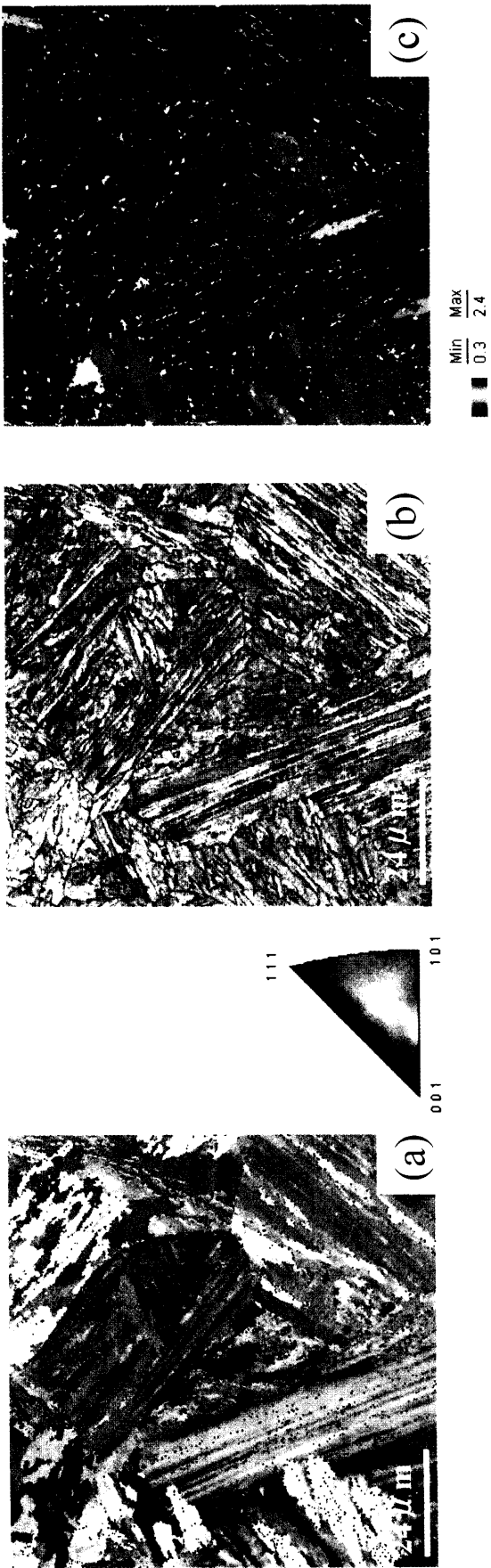


Fig. 7. EBSP observation results of conventional steel aged at 427°C for 30000 h. (a) Orientation mapping, (b) IQ mapping, (c) GAM mapping.

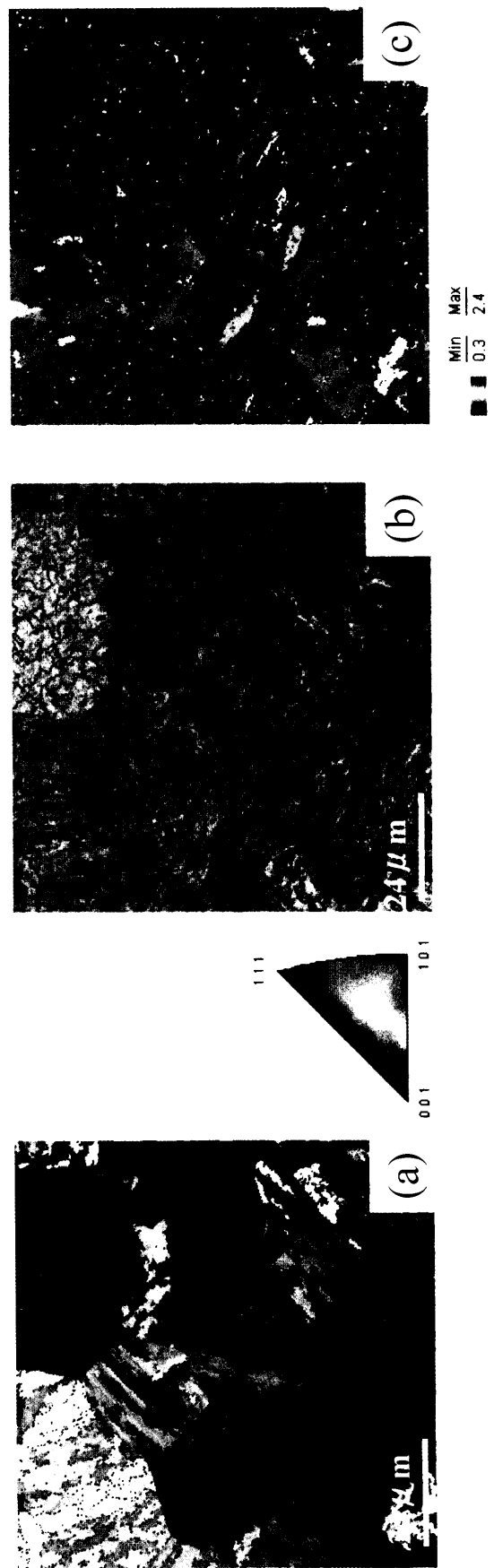


Fig. 8. EBSP observation results of V modified steel as PWHT. (a) Orientation mapping, (b) IQ mapping, (c) GAM mapping.

大化と非整合化することによる析出強化の低減が重畳した結果によると考えられる。両者が従来鋼と改良鋼において、どのように影響を及ぼすかについて、以下のように考察した。

改良鋼においては、 M_2C タイプ炭化物に加え、より微細なVリッチMC炭化物もPWHT熱処理後から観察されている。改良鋼においては、より微細で析出強化能が強いMC炭化物が安定であるので²³⁾、 M_2C 析出物の変化による硬さへの寄与は相対的に小さく、それに伴って、時効に伴う硬さ変化も小さいと考えられる。Table 3に示す析出物の抽出残渣解析結果においても、MC炭化物の主要構成元素であるVの量は、時効の有無、時効の温度・時間に関わらず変化は観察されなかった。これは、時効中にMC炭化物は変化せず、MC炭化物の安定性を裏付ける結果である。

以上より、硬さの変化が小さいことも、同一不純物量で比較して、改良鋼の方がFATTの増加(変化)が小さい理由の一つである可能性が示唆された。ただし、他の要因、例えば時効中の析出物形態の変化なども影響を及ぼす可能性が考えられるので、結論付けにはさらなる検討が必要と考えられる。

3.4 EBSPによる転位の回復挙動の評価

マトリックス転位組織の回復挙動の調査にFESEM-EBSP (TexSEM Laboratories社製OIM)を活用した。ステップサイズは $0.3\mu\text{m}$ で測定した。EBSPの回折パターンの質を表す数値のひとつであるImage Quality (IQ)とGrain Average Misorientation (GAM)に着目した。IQ値は、回折領域(体積)における結晶格子の完全度を示す指標である。ただし、画像処理方法や回折パターンを数値化するためのパラメータの影響も受けるので絶対的な値ではないことに注意する必要がある。つまり、回折に寄与する体積内の格子欠陥の増加により、不鮮明な回折パターンが生じIQ値が低下するため、IQ値はマイクロ組織に存在する歪分布の評価に利用することができる²⁴⁻²⁶⁾。Grain Average Misorientation (GAM)は、粒界で囲まれた結晶粒中の方角の変動を表すパラメータである。このようなパラメータはIQと同様に転位密度に相関があることが知られている²⁷⁾。IQは高いほど、GAMは低いほど結晶は完全に近くなる。この特性を活用し、時効に伴う格子歪の変化(転位の回復)挙動の評価に用いた。

Fig. 7および8に従来鋼と改良鋼の代表的な結果を示す。方位マッピングでは、旧オーステナイト、バケットやブロックなどの組織が明確に観察される。IQとGAMについては、観察画面における平均値と分布を求めることが可能であるので、従来鋼と改良鋼を対象に、主に 482°C 時効での時効時間に伴う平均値の変化を整理した(Fig. 9)。IQは、時効時間に伴って増加し、これは時効に伴いマトリックス中の転位の回復が起こっていることを示唆している。特に、時効温度が 482°C と高い場合は、IQ値が高く、回復が進行

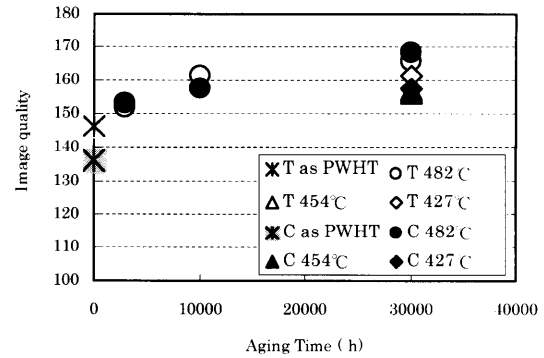


Fig. 9(a). Change in IQ as a function of aging time.

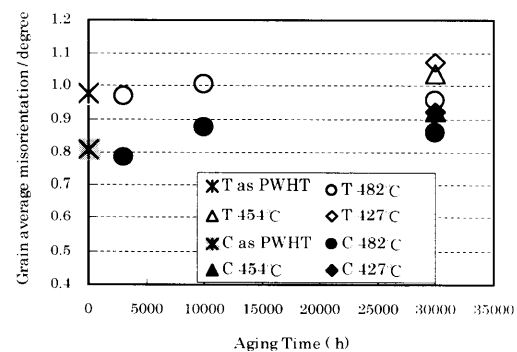


Fig. 9(b). Change in GAM as a function of aging time.

していることが推測された。また、従来鋼と改良鋼にはPWHT材以外では、ほとんど差はなかった。

GAMに及ぼす時効時間の影響には顕著な傾向は観察されず、ほぼ同一であった。ただし、PWHT材も含む全ての条件において改良鋼の方が従来鋼よりも高い結果となった。時効温度の影響においては、 30000h では、 482°C が最も低い値が得られた。IQもGAMも、歪の導入により変化することが知られているパラメータであるが、両者で異なる結果となった。この違いを考察するために、Fig.10および11に示すTEMによる転位組織観察結果と比較した。従来鋼、改良鋼ともラスが焼戻しされセル・サブグレイン化した転位組織を示したが、両者を比較すると、改良鋼の方が転位密度は高く、サブグレインサイズも小さいと思われる。ただし、時効前後での変化は、 482°C 時効においても顕著には観察されなかった。

GAMとIQの違いは、GAMが結晶粒内での平均方位差を評価するのに対して、IQは各測定点での格子の完全性を評価することである。転位組織の回復には、転位の消滅と再配列があるが、IQとGAMには異なった影響を及ぼすと考えられる。転位が消滅する時には、IQは上昇、GAMは低下すると予想される。しかし、転位が再配列する時にはIQは上昇するが、GAMは変化しないものと予想される。このことより、本研究で得られた結果である、時効時間に伴って基本的にIQは上昇したが、GAMは変化しなかった

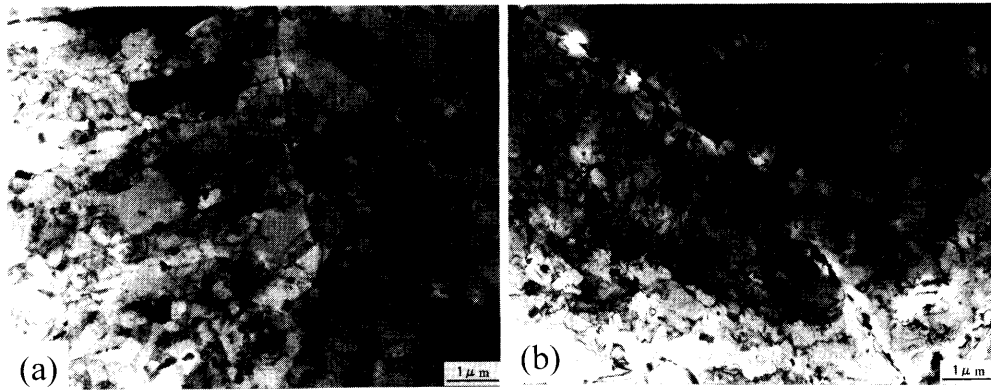


Fig. 10. Typical dislocation structure in conventional steel, (a) as PWHT, (b) after aging at 482°C×for 30000 h.

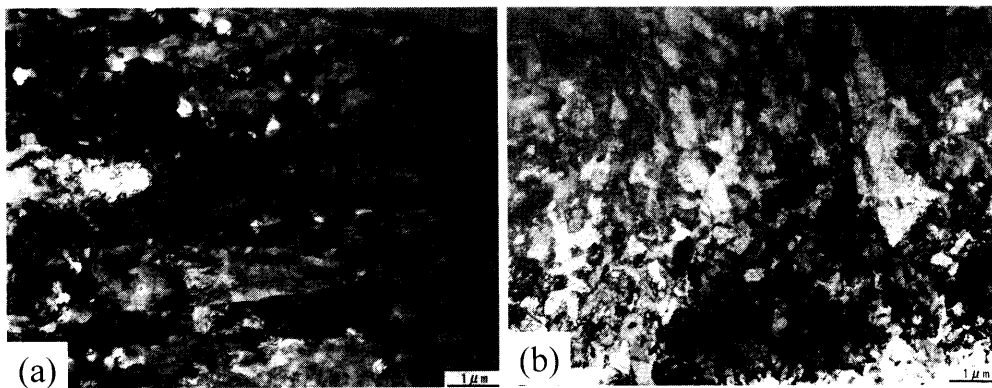


Fig. 11. Typical dislocation structure in V modified steel, (a) as PWHT, (b) after aging at 482°C×for 30000 h.

Table 4. Summary of changes in dislocation structure observed by TEM and EBSP.

		As PWHT		427°C	454°C	482°C	
				30,000h	30,000h	up to 3,000h	over 10,000h
Conventional Steel	TEM	Cell and sub-grain size		No change detected	No change detected		No change detected
		Dislocation density		No change detected	No change detected		No change detected
	EBSP	IQ		Increase	Increase	Increase	Increase
		GAM		No change	No change	No change	No change
V modified Steel	TEM	Cell and sub-grain size	(1) Small	No change detected	No change detected		No change detected
		Dislocation density	(1) High	No change detected	No change detected		No change detected
	EBSP	IQ	(1) Low	Increase	Increase	Increase	Increase
		GAM	(1) High	No change	No change	No change	No change

(1) Comparison with conventional steel at as-PWHT condition

ことは、トータル転位数には差がなくても、時効時間に伴って転位が再整理され、セル化、サブグレイン化が進んでいる可能性を示唆する。482°Cでは他温度と比較するとIQが高くGAMが低くなるのは、転位密度の低下が起きていることを示唆している。GAMは、改良鋼が従来鋼より高くなるが、IQは同等になる理由はサブグレインサイズに依存する可能性が考えられるが、結論付けには詳細な検討が必要である。TEMとEBSP観察により推測された転位組織の状況と変化をTable 4にまとめている。以上より、TEM観察において顕著な違いは見出されていない条件においても、EBSPの各パラメーターの比較で転位状況を把

握できる可能性が示された。これは、TEMと比較して広範囲を平均的に観察、かつ定量的に測定可能であるためと考えられる。Table 4で示した転位組織の変化に加え、析出物の変化状況も合わせてTable 5とし、組織変化が最も顕著な時効温度482°Cでの結果をFig.12と13に模式図としてまとめた。

改良鋼と従来鋼との比較において、GAMでは差が見つかったが、その差の時効時間に伴う変化は観察されなかった。IQにおいても、両者の時効時効による差は観察されなかった。このことは、時効に伴う硬さ変化の改良鋼と従来鋼の違いは、析出物の挙動の影響が大きいと示唆される。

Table 5. Summary of changes in dislocation structure and precipitation observed.

		As PWHT	427°C		454°C		482°C		
			up to 3,000h	over 10,000h	up to 3,000h	over 10,000h	up to 3,000h	over 10,000h	
Conventional Steel	FATT		Slight increase	Increase	Increase	No change	Increase	Decrease → Increase	
	HV		Increase	Decrease			Increase	Decrease	
	Precipitates	Coarse	$M_{23}C_6, M_6C, M_7C_3$	No change	No change	No change	No change	No change	Slight decrease?
		M_2C	M_2C	Number increased	Enlargement	Number increased	Enlargement	Number increased	Enlargement
		MC	Not observed	Not observed	Not observed	Not observed	Not observed	Not observed	Not observed
	Dislocation Structure (Tempered Bainite)	Density		No change	No change	No change	No change	Slight decrease?	Slight decrease?
Cell and Sub-grain		Re-arrangement	Re-arrangement	Re-arrangement	Re-arrangement	Re-arrangement	Re-arrangement		
V Modified Steel	FATT		Slight increase	Decrease	Slight increase	No change	Slight increase	Decrease → Increase	
	HV		No change	No change			Slight decrease	Slight decrease	
	Precipitates	Coarse	$M_{23}C_6, M_6C, M_7C_3$ (1) Decreased	Slight increase?	Slight decrease → Slight increase?	Slight decrease?	Slight increase?	Slight decrease?	Slight decrease?
		M_2C	M_2C (1) Decreased	Number increased	Enlargement	Number increased	Enlargement	Number increased	Enlargement
		MC	MC	No change	No change	No change	No change	No change	No change
	Dislocation Structure (Tempered Bainite)	Density (1) Increased		No change	No change	No change	No change	Slight decrease?	Slight decrease?
Cell and Sub-grain (1) Reduced size		Re-arrangement	Re-arrangement	Re-arrangement	Re-arrangement	Re-arrangement	Re-arrangement		

(1) Comparison with conventional steel at as-PWHT condition

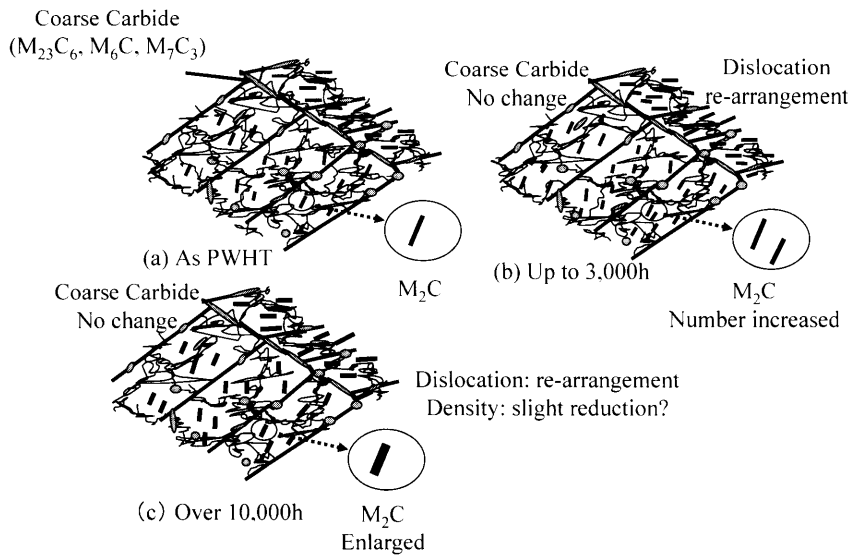


Fig 12. Schematic illustration showing the changes in dislocation structure and precipitation during aging in the conventional steel, (a) as PWHT, (b) up to 3000 h aging, (c) over 10000 h aging.

従来鋼の複雑な硬さ変化は、 M_2C 炭化物の析出とその後の粗大化の影響が大きいこと、改良鋼の硬さが比較的安定なのは、より安定なMC系炭化物が時効前から析出しているため、 M_2C 炭化物の寄与が小さいためと考えられた。

4. 結論

V改良2.25Cr-1Mo鋼の恒温長時間時効による焼戻し脆性の挙動とそのメカニズムについての検討を行った。その結果、以下の結論を得た。

(1) 不純物量が少ない鋼種において、延性脆性遷移温度の時効時間に伴う変化は複雑な挙動を示した。この結果

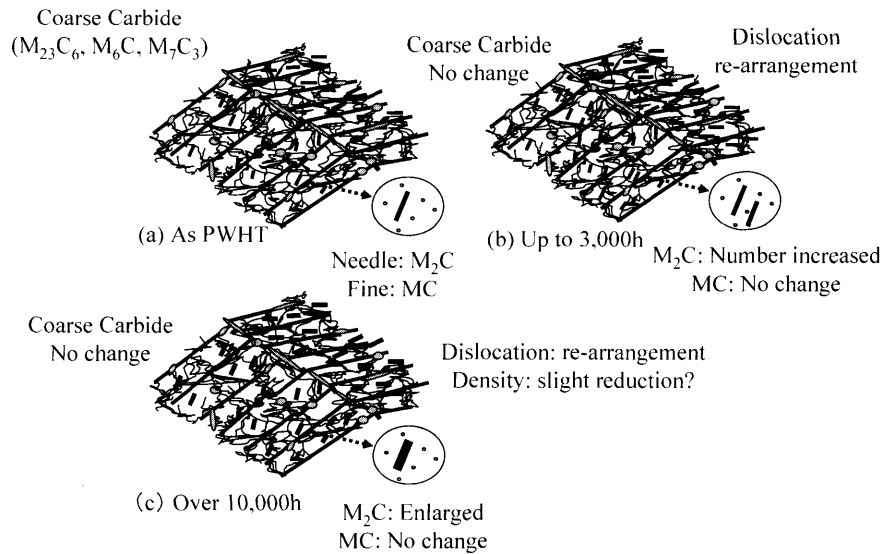


Fig 13. Schematic illustration showing the changes in dislocation structure and precipitation during aging in the V modified steel, (a) as PWHT, (b) up to 3000 h aging, (c) over 10000 h aging.

は、不純物量が低減された材料においては、焼戻し脆性に重要と考えられていたPなどの旧オーステナイト粒界への偏析の相対的重要度が低下したことを示す。

(2) 延性脆性遷移温度は、同一不純物量 (J-Factor) で比較すると、V改良鋼は従来鋼より低くなる。この理由の一つとして、V添加により、固溶Moが増加し、Pの影響を低減することによるものと推測された。

(3) FATTが複雑な挙動を示す原因の一つとして、時効に伴う硬さ変化も考えられるが、硬さ自体も複雑な挙動を示す。従来鋼の複雑な硬さ変化は、 M_2C 炭化物の析出とその後の粗大化の影響が大きいこと、改良鋼の硬さが比較的安定なのは、より安定なMC系炭化物が析出し、 M_2C 炭化物の寄与を小さくするためと考えられた。

(4) マトリックス自体の回復は、EBSPのIQ (Image Quality) 値とGAM (Grain Average Misorientation)で評価した。TEM観察においては顕著な違いは見出されていない条件においても、EBSPの各パラメーターの比較で転位状況を把握できる可能性が示唆された。

文 献

- 1) J.Yu and C.J.McMahon, Jr.: *Metal. Trans. A*, **11A** (1980), 277.
- 2) J.Yu and C.J.McMahon, Jr.: *Metal. Trans. A*, **11A** (1980), 291.
- 3) J.C.Murza and C.J.McMahon, Jr.: *J. Eng. Mater. Technol.*, **102**, (1980), 369.
- 4) C.J.McMahon, Jr., J.C.Murza and D.H.Gentner: *J. Eng. Mater. Technol.*, **104** (1982), 241.
- 5) C.D.Buscemi, B.L.Jack, J.W.Skogsberg and W.E.Erwin: *J. Eng. Mater. Technol.*, **113** (1991), 329.
- 6) M.Kohno and M.Katsumata: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 296.
- 7) T.Sakai, M.Yamada, S.Nose and A.J.Bagdasarian: *ASME-PVP*, **411** (2000), 241.
- 8) L.Coudreuse and P.Bocquet: *Hydrogen Transport and Cracking in Metals*, ed. by A.Turnbull, University Press, 1995, 227.
- 9) K.Yoshino and C.J.McMahon, Jr.: *Metal. Trans. A*, **5A** (1974), 363.
- 10) T.Sakai, I.Takagi and K.Asami: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1986), 1376.
- 11) T.Sakai, K.Asami, N.Kondo and T.Hayashi: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), 372.
- 12) A.G.Imgram, S.Ibarra and M.Prager: *ASME-PVP*, **201** (1990), 1.
- 13) M.Yamada, T.Sakai and S.Nose: *ASME-PVP*, **315** (1995), 385.
- 14) S.Nose, M.Yamada, T.Fukada, T.Sakai, E.H.Niccolls, A.J.Bagdasarian and A.G.Imgram: *ASME-PVP*, **380** (1998), 301.
- 15) M.Kohno, K.Morita, M.Okamura and M.Katsumata: *Kobelco Technol. Rev.*, **15** (1992), Oct., 15.
- 16) H.Yaguchi, S.Murakami, N.Fujitsuna, T.Shinya, M.Yamada and T.Sakai: *ASME-PVP*, **490** (2004), 161.
- 17) V.Jayan, M.Y.Khan and M.Hussain: *Mater. Sci. Technol.*, **19** (2003), 1546.
- 18) R.G.Baker and J.Nutting: *J. Iron Steel Inst.*, **192** (1959), 257.
- 19) D.Y.Lee, E.V.Barrera, J.P.Stark and H.L.Marcus: *Metall. Trans. A*, **15A** (1984), 1415.
- 20) L.P.Sagert, G.B.Olson and D.E.Ellis: *Philos. Mag. B*, **77** (1998), 871.
- 21) S.H.Song, Z.X.Yuan, D.D.Shen, J.Liu and L.Q.Weng: *Mater. Sci. Technol.*, **20** (2004), 117.
- 22) P.Parameswaran, M.Vijayalakshmi, P.Shankar and V.S.Raghunathan: *J. Mater. Sci.*, **27** (1992), 5426.
- 23) R.L.Klueh and R.W.Swindeman: *Metal. Trans. A*, **17A** (1986), 1027.
- 24) A.J.Wilkinson and D.J.Dingley: *Acta Metall. Mater.*, **39** (1991), 3047.
- 25) A.J.Wilkinson and D.J.Dingley: *Acta Metall. Mater.*, **40** (1992), 3357.
- 26) S.Mukhrejee, H.Garmestani and N.Chandra: *Scr. Metall. Mater.*, **33** (1995), 93.
- 27) P.Klimanek, R.I.Barabash, D.Breuer, M.Haberjahn, M.Motylenko, W.Pantleon and M.Seefeldt: *Proc. 20th Riso Int. Symp. on Mat. Sci.*, (1999), 381.