

論文

UDC 669.14.018.295 : 669.15'24'25'26'28-194 : 621.785.371 : 539.4 : 620.18

10Ni 超強力鋼の高温溶体化処理と靱性について*

矢 田 浩**・安 楽 純 利**

The Effect of High-Temperature Solution Treatment on the Toughness of 10Ni High-Toughness Ultra-High Strength Steel

Hiroshi YADA and Sumitoshi ANRAKU

Synopsis:

It has been found out in low-carbon 9 to 10 Ni high-toughness ultra-high strength steels that high-temperature solution treatment above 1 200°C improves their toughness (vE shelf) significantly. This corresponds to the solution of coarse M_6C carbides greater than 0.3μ , which are retained in the steels at the state as rolled or as ordinarily heat-treated. These carbides again precipitate between 900 to 1 100°C during cooling after high-temperature solution treatment at the cooling rate slower than 0.5°C/s . The steels high-temperature solution-treated exhibit excellent vE shelf without deterioration of proof strength and ductile-to-brittle transition temperature, compared to conventional heat treatment, when they were again austenitized at lower temperature before aging.

1. 緒 言

近年海洋開発と関連し、深海調査船などに必要な種々の高靱性の超強力鋼が開発されてきている。耐力 90 kg/mm² 級では低炭素 5%Ni 系の調質鋼が開発されており、すでに実用の域に達している¹⁾²⁾。これより高強度の耐力 100~130 kg/mm² 級では 8~10% の Ni を含有し、時効析出硬化を利用した鋼が開発されつつある^{3)~6)}。これらの鋼は 1% またはそれ以上の Mo を添加しており、時効で主として Mo_2C を析出させ強化している。

これらの鋼は通常 800~950°C の間で溶体化処理を行なった後時効処理を行なっているが、Mo 添加量が多いため溶体化が必ずしも十分でない場合も予想される。Fig. 1 は CAMPBELL ら⁷⁾ の Fe-Mo-C 系の研究にもとづき作成した 0.1%C での Fe-Mo 状態図であるが、これによると 1%Mo では約 1 200°C まで ω 炭化物 $-(Fe \cdot Mo)_6C-$ が安定に存在する。もちろんこれには他合金元素の影響が考えられるのでこの点の確認が必要である。

このような未固溶炭化物が存在すればかなり粗大化していることが予想されるので、強化に寄与しないばかりではなく、破壊の起点となり靱性（例えば衝撃試験の

shelf energy）に悪影響を与えることが懸念される⁸⁾。

この種高張力鋼の必要靱性については PELLINI と PUZAK の研究があり、HY 130（耐力 91 kg/mm²）級以上の鋼材では遷移温度が低いばかりではなく使用温度付近での vE shelf が十分高くなければ低応力破壊の危険性があるとしている⁹⁾。HY 130-200 級では vE shelf $\geq 40 \sim 50 \text{ ft-lb}$ （5.6~6.9 kg.m）の条件を設定している。もちろん上述の開発鋼種では、適切な成分系の選択、入念な製造技術によつて上記基準を十分上回る靱性を得ているが⁶⁾、vE shelf をさらに高める手段があればより安全性の向上、あるいはより経済的な製造法に対する新しい展望が期待できよう。

以上の考えにもとづき、高 Ni の Mo 含有超強力鋼について高温での炭化物の溶解析出挙動と靱性（とくに vE shelf）との関係に注目した研究を行なった。

2. 供試材および実験方法

供試材としては Table 1 に化学成分組成を示す 9~10Ni-Cr-Co-Mo 系の時効状態で 120 kg/mm² 以上の耐力を有する超強力鋼を小型電気炉または小型真空溶解炉で溶製し 100~250 kg の鋼塊とし、第 1 回の熱間圧延により 60 mm 厚のスラブとして 1 250°C に 2 h 保持後仕上温度が 850°C になるように圧延して 13 mm

* 昭和 47 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 6 月 3 日受付 (Received June 3, 1977)

** 新日本製鉄(株)生産技術研究所 (Process Technology R & D Laboratories, Nippon Steel Corp. 1-1-1 Edamitsu Yawatahigashi-ku Kitakyushu 805)

Table 1. Chemical analysis of steels used (wt%).

steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	Cu	V	Al	N	O	furnace
A	0.132	0.06	0.06	0.003	0.007	9.58	2.08	0.96	8.20	—	—	0.011	0.0054	0.005	electric furnace (in air)
B	0.100	0.05	0.05	0.006	0.010	9.00	2.10	1.95	7.90	1.10	—	0.043	0.0062	0.004	
C	0.106	0.02	0.16	0.001	0.007	9.70	3.00	1.90	6.20	1.00	0.31	0.024	0.0025	0.002	induction (in vacuo)

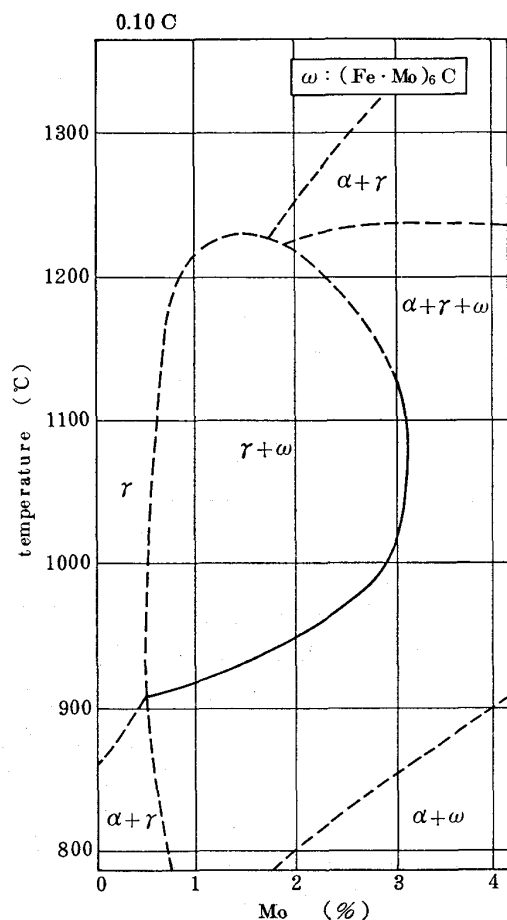


Fig. 1. Constitution diagram of Fe-Mo-C ternary system.
0.10%C section (constructed after ref. 7)

厚の鋼板とした。

この鋼板から急速加熱実験用には $12 \times 12 \times 80$ mm, 電気炉熱処理用には $13 \times 300 \times 200$ mm の試料を切出し, 原則として通常の焼入-時効処理を行なつてから熱処理実験に供した。急速加熱実験には高周波加熱の溶接熱サイクル再現装置を用い, 加熱速度 $135^\circ\text{C}/\text{s}$ で保持を行なわずに $50^\circ\text{C}/\text{s}$ で冷却した。その他の場合はプログラム制御可能な小型電気炉を用い種々の熱処理を行なつた。加熱速度は大体 $0.7^\circ\text{C}/\text{s}$ であつた。

熱処理材から組織観察, 硬度測定用試験片, V-シャ

ルピー試験片, また一部について JIS 4 号相似引張試験片 (径 8 mm, 標点間距離 28 mm) をそれぞれ採取し, 試験を行なつた。電子顕微鏡観察は主として抽出レプリカ法で加速電圧 100 kV で行なつた。

3. 実験結果および考察

3-1 溶体化処理条件の靱性・組織におよぼす効果

Fig. 2, 3 に急速加熱および炉加熱における溶体化処理温度と溶体化ままの硬度・靱性との関係を示した。これらから明らかに 1200°C 以上の溶体化で靱性の急激な上昇が認められる。なおこの試験温度 (0 または -20°C) では破面はすべて延性 100% であつたので, これは vE shelf の向上を表わしている。このような靱性の急激な変化に対応する組織変化の例を Photo. 1 に示す。

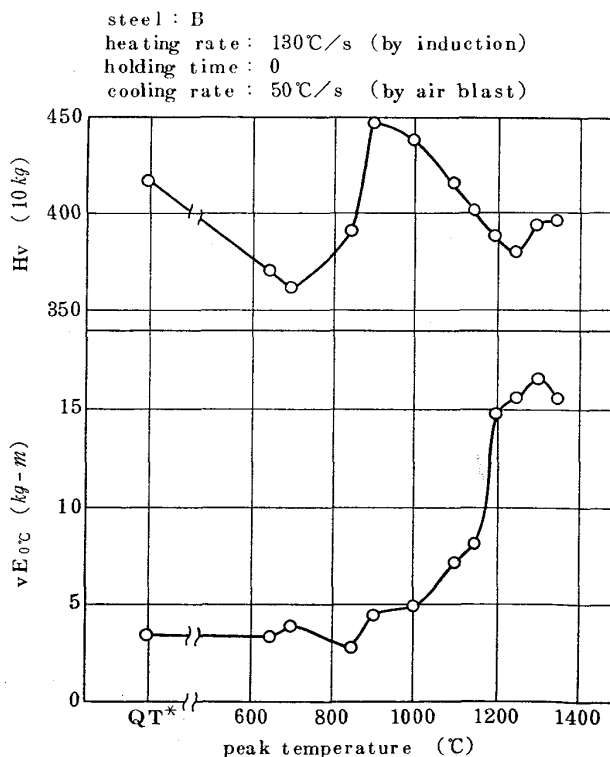


Fig. 2. Effect of peak temperature of induction thermal cycle on the hardness and toughness of steel B.
* (850°C 1 h WQ $\rightarrow$ 525°C 3 h WQ)

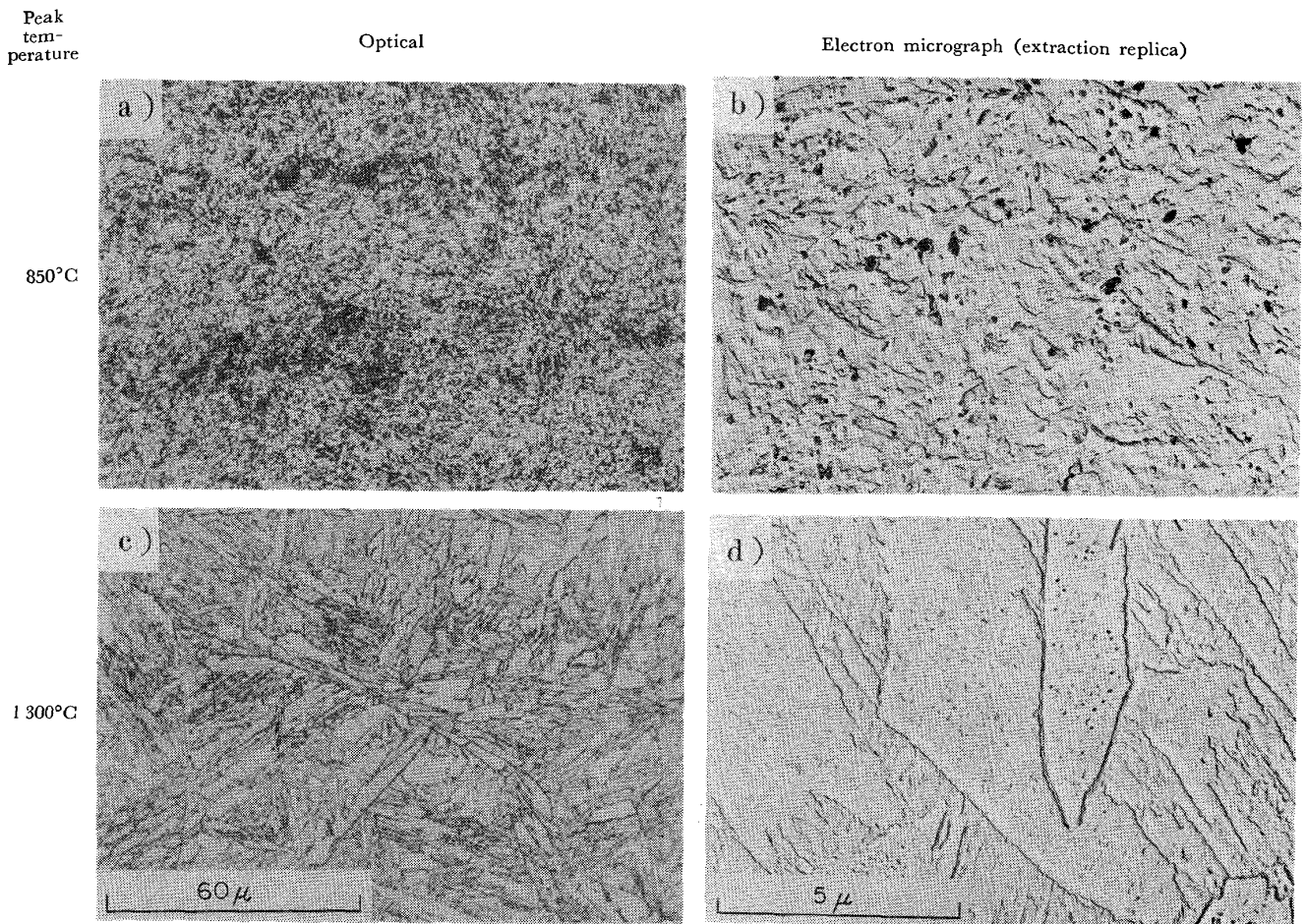


Photo. 1. Microstructures of steel B heated to 850°C and 1300°C. (corresponds to Fig. 2)

steel : A
 heating rate : 0.7°C/s (by furnace)
 holding time : 30 min
 cooling rate : 80°C/s (in water)

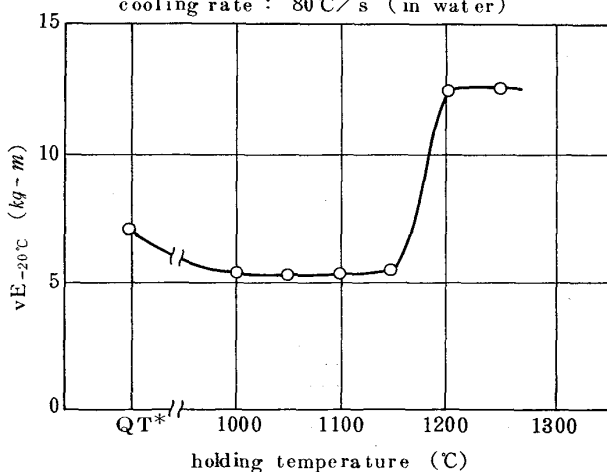


Fig. 3. Effect of holding temperature on toughness.

* (850°C 1 h WQ→525°C 3 h WQ)

溶体化温度 1150°C 以下では (a), (b) のように粗大な析出物が多数認められるのに対し, 1200°C 以上の溶体化ではこのような析出物は認められない. 地相は (c),

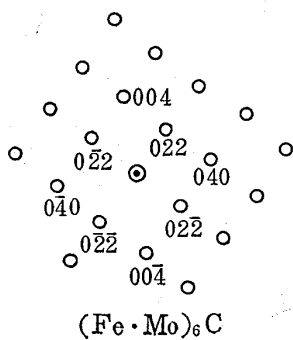
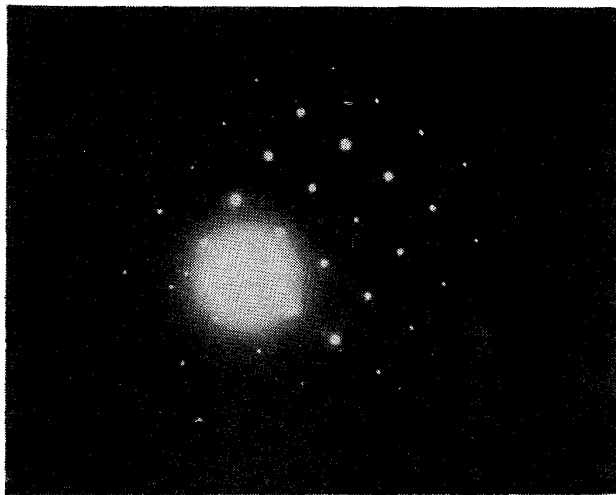
(d) では明らかに粗大なベイナイト (針状部分) とマルテンサイトの混合組織であり, (a), (b) では細粒のため明確ではないが変態特性から見て同様と考えられる⁴⁾.

Photo. 2 は上記粗大炭化物の制限視野電子線回折像とその解析結果であり, complex FCC 構造の $(\text{Fe} \cdot \text{Mo})_6\text{C}$ とよく一致する. このように Fig. 2, 3 の靱性の急激な変化は M_6C 型の粗大炭化物の溶解挙動とよく対応しており, またこの溶解挙動は Fig. 1 の Fe-Mo-C 系の状態図に照してよく理解できる*. 以上から高温溶体化による靱性向上効果は粗大 M_6C 炭化物の溶解にもとづくものと考えることができる.

Fig. 2, 3 の対比からこの効果は溶体化の加熱速度および保持の有無に左右されないことが明らかである. Fig. 4 は保持時間の効果を示したもので, 保持時間が長い場合には炭化物がより低温で溶解することを示している. これは炭化物の溶解が拡散に支配される熱活性化過程であることから当然予想されるものである.

次に高温溶体化後の冷却速度の効果を Fig. 5 に, 対

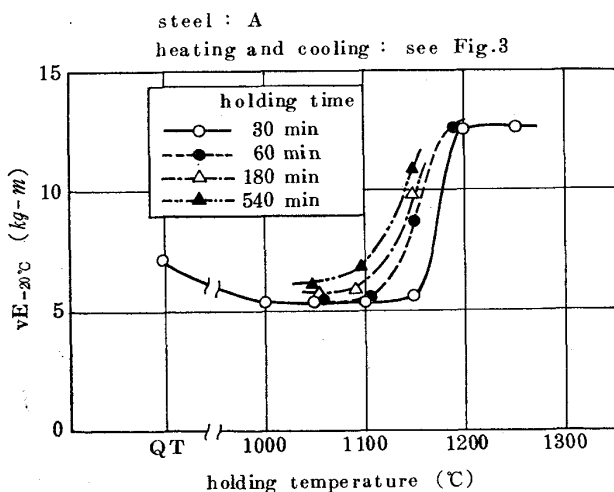
* 本鋼種の変態点は例えば鋼 A の Ac_3 が 810°C であり Fig. 1 の $\gamma + \omega / \alpha + \gamma + \omega$ 線に比べかなり低い⁵⁾, これは ω 炭化物の溶解挙動にほとんど影響を及ぼしていない.



lattice spacing		
$(\text{Fe} \cdot \text{Mo})_6\text{C}^*$		
dÅ	hkl	dÅ
3.90	220	3.88
2.75	400	2.77
1.95	440	1.94

* ASTM card

Photo. 2. Selected area electron diffraction of precipitates observed in Photo. 1 (b).



[Fig. 4. Effect of holding time on toughness.

応する微細組織の代表例を Photo. 3 に示す。冷却速度が遅くなると再び靱性は低下し、その限界冷却速度は約 $0.5^\circ\text{C}/\text{s}$ である。靱性の低い炉冷材では Photo. 3 (d) に示すように 0.5μ 程度の粗大炭化物が観察され、やはり M_6C と同定された。このように高温溶体化を行なってもその後徐冷を行なうと冷却過程で M_6C が析出し、

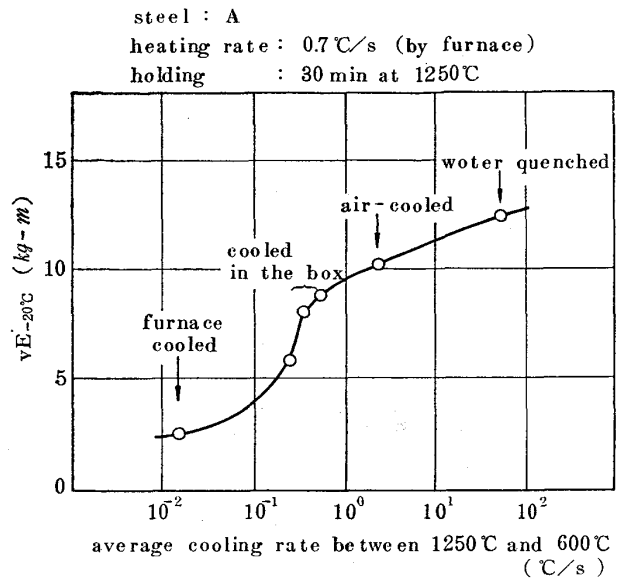


Fig. 5. Effect of cooling rate after high-temperature solution treatment on toughness.

これにより靱性が低下する。

なおこの場合冷却速度の変化により、地相組織、これに伴い靱性の変化を考慮する必要があるが、この種強靱鋼では冷却速度によつて母相の組織・靱性が大きく変らない特徴を有しており⁴⁾、Photo. 3 (a) と (c) の比較でも地相組織に本質的な差は認められない。また Fig. 3 と後出の Fig. 6, 7 の結果を比較すると、冷却速度による靱性変化の要因として粗大炭化物の有無以外には大きな寄与をするものがないことが明らかである。

3.2 M_6C 炭化物の冷却過程での析出挙動

上記の徐冷過程での M_6C 炭化物の析出の温度域を明らかにする実験を行なつた結果について述べる。Fig. 6 は高温溶体化後炉冷し、その途中で $1100\sim 700^\circ\text{C}$ の所定の温度に達したとき炉から取出しただちに水冷を行なつた場合の水冷開始温度と靱性との関係を示したものである。微細組織観察の結果と併せて析出は主として 1000°C 以上で起こつてしていると推定される。

Fig. 7 は高温溶体化後空冷し、 $1100\sim 700^\circ\text{C}$ の所定の温度付近に達したときその温度に保持した他の電気炉に装入し、 $5\sim 180$ min 保持後取出して直ちに水冷した場合の保持温度・時間と靱性との関係を示す。 $900\sim 1100^\circ\text{C}$ の間の保持で靱性が著しく低下しており、主としてこの温度域で M_6C の析出が起こることを示唆している。Photo. 4 にこの温度域内の微細組織の観察例を示すが、これまでと同様粗大炭化物の析出が観察され、やはり M_6C 型炭化物と同定された。

Fig. 7 で析出反応は保持時間 30 min 以内で急速に進行しそれ以降はやや遅くなるようであるが、これは拡散

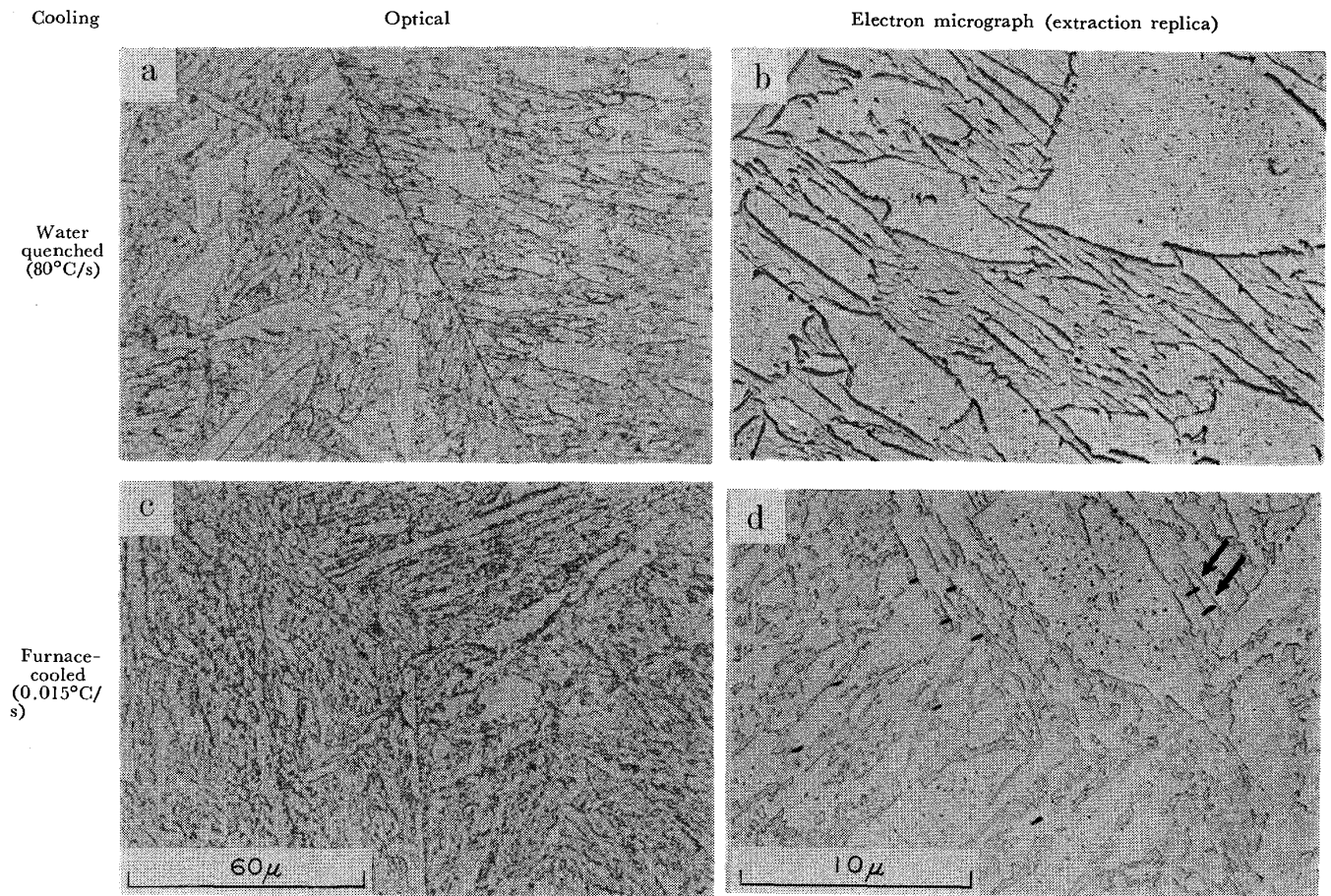


Photo. 3. Effect of cooling rate on microstructure of steel A solution-treated 30 min at 1250°C. (arrows in (d) indicate coarse M₆C carbides)

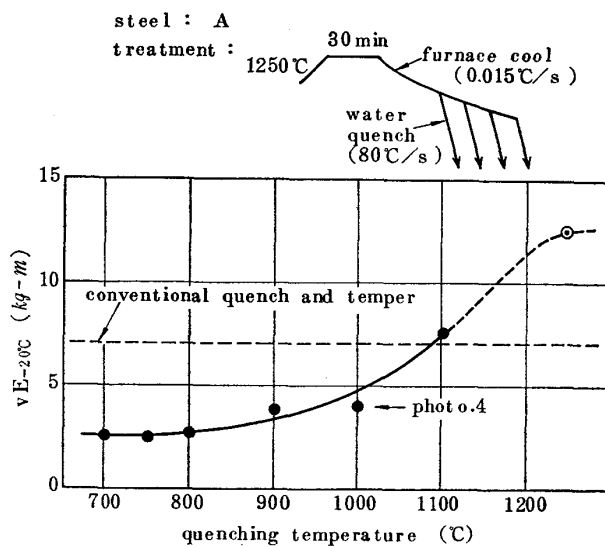


Fig. 6. Effect of quenching temperature during furnace-cooling after high temperature solution treatment on toughness.

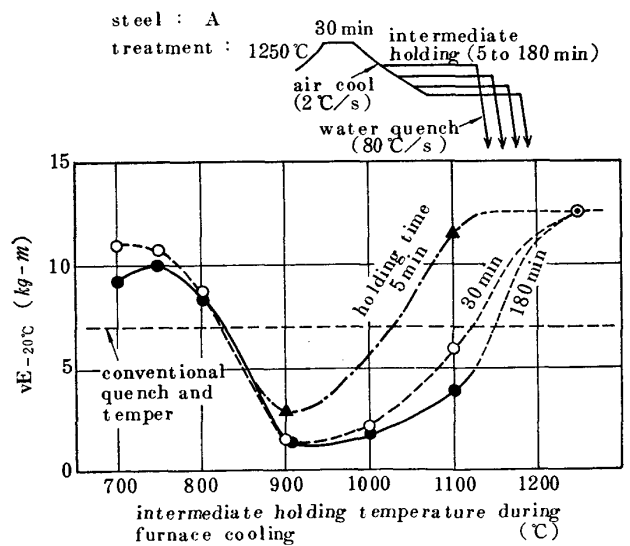
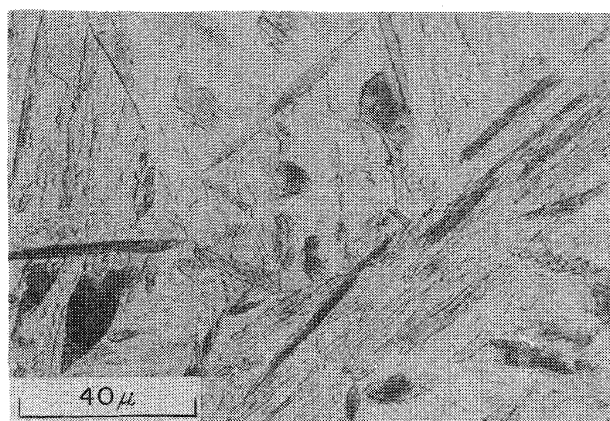


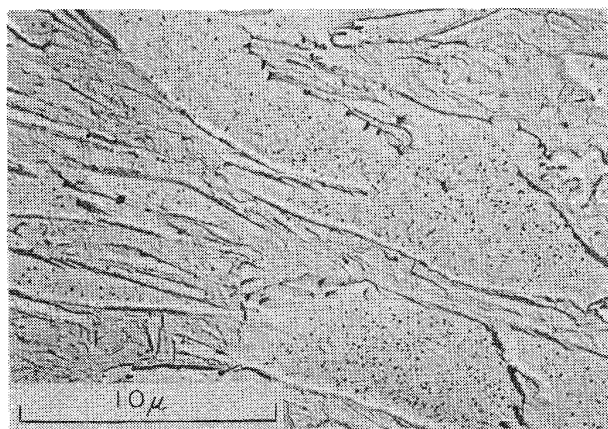
Fig. 7. Effect of intermediate holding during air cooling after high temperature solution treatment on toughness.

析出反応と考えて理解できる。この図で靱性が析出状態と一義的に対応すると仮定し、900~1100°Cの間で析出反応が同一活性化過程に従うとすればこの図から析出反応の活性化エネルギーとして約60 kcal/molの値が得

られる。この値は γ -Fe中のMoの拡散の活性化エネルギーとして報告されている¹⁰⁾ 59 kcal/molとだいたい一致しており、靱性劣化がM₆C炭化物の析出反応によることを裏づけている。



(a) Optical



(b) Replica



(c) Replica

Photo. 4. Microstructures of steel A solution-treated 30 min at 1250°C followed by furnace-cooled to 1000°C and water-quenched hereafter. (see Fig. 6)

3.3 高温溶体化後の後熱サイクルと機械的性質

これまで述べたように高温溶体化により溶体化ままの靱性 (vE shelf) は向上するが、この種強靱超強力鋼としての特性は時効後の状態で評価する必要がある。また高温溶体化により Photo. 1 などでも示されるようにオーステナイト結晶粒の粗大化による微細組織の粗大化が

起こっているので vTrs (破壊遷移温度) の劣化など好ましくない面も予想される。これに対し後熱による改善方法を考える必要がある。このような目的で種々の後熱サイクルの影響を検討した。

Fig. 8 は Fig. 2 に対応する第1の各熱サイクルを与えた後、この鋼の標準的な時効条件の 525°C 3h 加熱、あるいはこれにほぼ対応すると思われる最高温度 600°C の急熱・急冷サイクルを与えたときの靱性を、第1の熱サイクルの最高加熱温度に対して示したものである。点線の単一サイクルの場合に比べ高温溶体化の効果はややつきりしなくなるが十分維持されていることがわかる。

以上のような各種予備実験の結果を参考にして鋼 A・C について圧延まま材 (R), 圧延ままあるいは通常溶体後時効材 (R-T, N-T, Q-T) に対比して高温溶体化処理材 (HN, HQ), 高温溶体化後時効材 (HQ-T, HN-T) の引張, 衝撃試験結果を Table 2 に示した。同表中に HQ-Q-T と示したのは高温溶体化後組織微細化のため通常溶体化処理を行ないその後時効したものである。

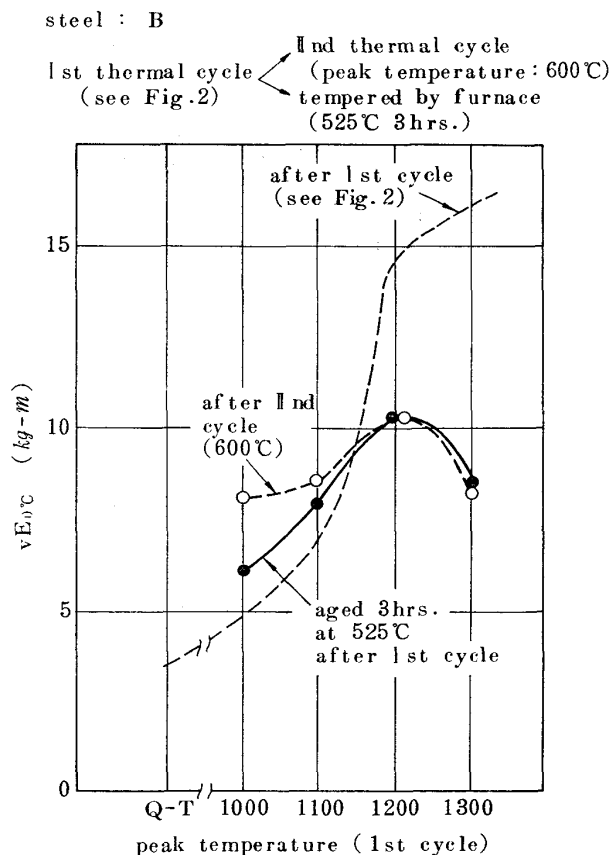


Fig. 8. Effect of peak temperature of 1st thermal cycle on the toughness obtained after 2nd thermal cycle or aging by furnace. (conditions of 2nd cycle are the same to 1st cycle)

Table 2. Tensile and V-Charpy impact properties of steels A, C with high temperature solution treatment compared to conventional heat treatment.

heat * treatment	steel A							steel C						
	P.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	El (%)	R.A. (%)	vE-20 (kg-m)	vE-80 (kg-m)	vTrs (°C)	P.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	El (%)	R.A. (%)	vE-20 (kg-m)	vE-80 (kg-m)	vTrs (°C)
R	110.2	149.6	18.9	56.9	5.9	5.0	<-80	109.2	141.4	17.6	64.5	7.9	7.0	<-80
R-T	—	—	—	—	—	—	—	133.5	145.8	16.8	68.5	7.7	4.6	—
N-T	—	—	—	—	—	—	—	126.5	140.4	16.8	67.5	7.7	6.8	<-80
HN	104.3	137.8	21.3	69.0	10.0	9.1	-156	—	—	—	—	—	—	—
HN-T	—	—	—	—	9.2	6.5	-120	122.8	140.2	17.2	67.7	12.6	10.2	<-80
Q-T	130.8	142.4	20.7	67.8	7.0	6.3	-147	127.9	134.8	17.5	69.7	11.7	8.1	-126
HQ	114.0	139.4	21.1	69.1	12.4	10.9	-147	99.0	129.2	18.4	63.3	15.0	13.1	<-80
HQ-T	123.2	133.5	21.9	68.9	12.9	4.5	-60	121.4	131.1	19.0	70.2	17.3	13.7	-88
HQ-Q-T	129.0	137.4	21.4	70.1	12.0	9.7	-97	125.1	132.7	19.7	70.7	13.6	11.2	-145

* R.....As rolled

T.....Aging { 510°C×10 h for steel C, Q-T, HQ-T
(water quenched) { 525°C×3 h for rest

N.....Normalizing : 900°C×1 h→air cool

HN.....High temperature solution treatment : 1250°C×30 min→air cool

Q.....Quenching { 850°C 1 h for steel A
(water quenched) { 900°C 1 h for steel C

HQ.....High temperature solution treatment : 1250°C×30 min→water quenched

高温溶体化まま材は通常熱処理材 (Q-T) に比べ前述のように強度 (T.S.) はやや低目となるが vE shelf は非常に上昇する。破面遷移温度 (vTrs) はそれほど変わらないが耐力 (P.S.) はかなり低い。これを時効すると (HN-T, HQ-T) T.S. はやや低下するが, P.S は通常処理材の水準には及ばないがかなり上昇する。vE shelf はほとんど変わらないが, vTrs は劣化する。これに対し HQ-Q-T 材は強度はほぼ Q-T 材と同等であり, vE shelf は HQ-T 材の高い水準を保持し vTrs もかなりすぐれ, 鋼Cでは Q-T 材以上の水準にある。鋼Cについてこれら各熱処理に対応するシャルピー遷移曲線を Fig. 9 に示した。上述の各処理の衝撃特性の特徴が明らかである。

鋼 A について上記各処理の代表的な微細組織例を Photo. 5 に示した。Q-T 材と HQ-T 材の組織の特徴は Photo. 1 で説明したものほとんど変わらないが, HQ-Q-T 材では地相組織の細かさはこの両者の中間にあり, Table 2 と対比すると地相組織すなわち旧 γ 粒径が細かいほど耐力が上昇し, vTrs が低下するという対応が見られる。ここで Q-T 材と HQ-Q-T 材を比較するとこの両者は最終的には同一条件で溶体化されているにもかかわらず, HQ-Q-T 材には Q-T 材に見られる粗大析出物が観察されず, HQ 材と同様の高い vE shelf に対応した組織となっており, いったん溶体化す

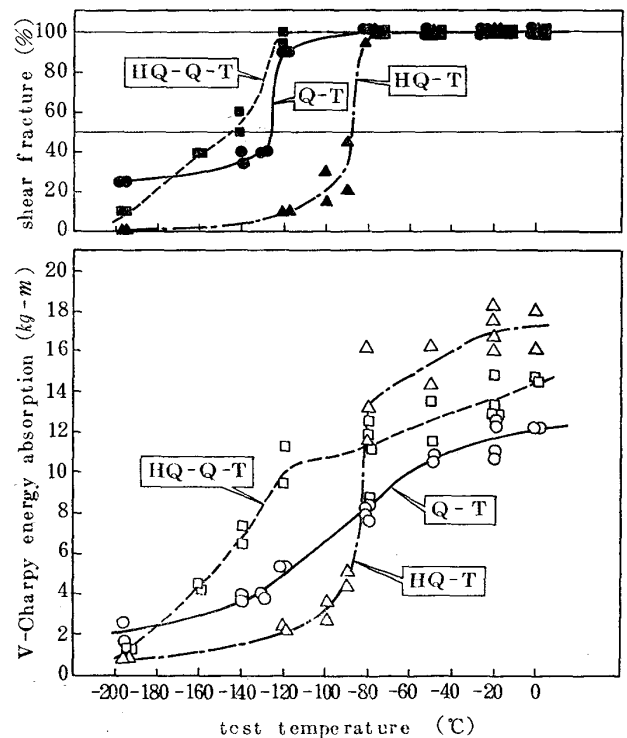


Fig. 9. V-charpy impact transition curves of steel C after heat treatment including high temperature solution treatment (HQ-T, HQ-Q-T) compared to conventional heat treatment (Q-T). (corresponds to Table 2)

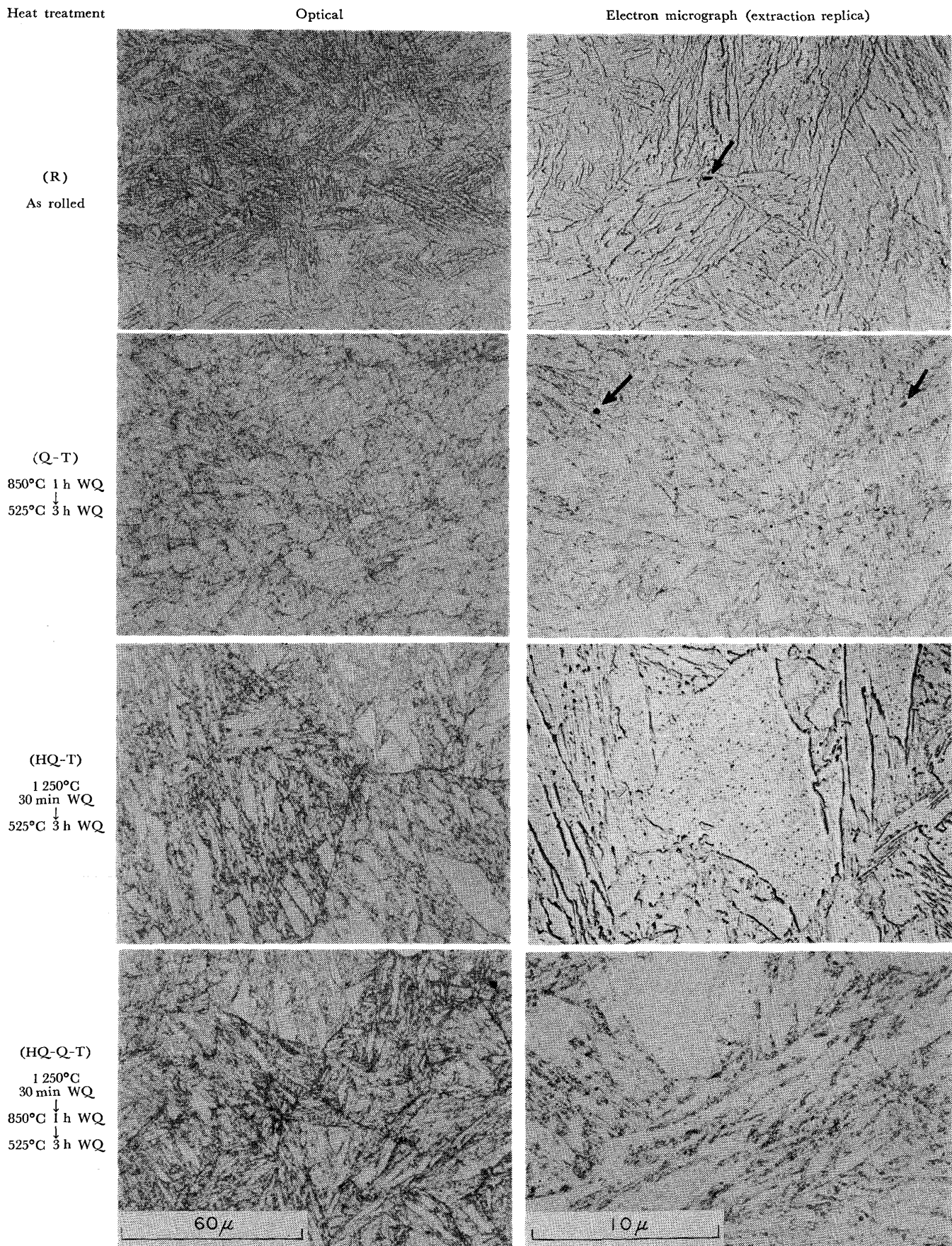


Photo. 5. Microstructures of steel A after various heat treatment including high temperature solution treatment. (corresponding to Table 2) Arrows indicate coarse M_6C carbides.

れば前記析出温度域以下の熱処理では M_6C の析出は起こらないことがわかる。一方、旧 γ 粒径はこの写真では必ずしも明瞭ではないが Q-T 材の方がかなり細かいようである。この理由は R 材に存在する M_6C 粗大析出物が 850°C の溶体化では溶解しないため、 γ 粒の粒成長を抑制する効果を示したものと思われる。

R 材は明らかに粗大析出物が観察され vE shelf も低い。これは圧延加熱温度 (1250°C) では同炭化物は完全に溶解しているはずであるが、圧延終了までは板厚が厚いため前記析出の臨界冷却速度よりも遅い冷却条件になつており、また圧延加工により析出が促進されたものと推定される。

3.4 析出物大きさと vE shelf との相関

以上各実験での種々の熱履歴について粗大析出物 (M_6C) と vE shelf との間にかなりより対応が見られる。そこで抽出レプリカで観察を行なつたとき 3~5 視野で観察された最大の析出物の長径とその状態に対応する vE shelf の値とを Fig. 10 にプロットして示した。上記の対応がほぼ定量的に確認され、 $0.2\sim 0.3\mu$ 以上の析出物が靱性 (vE shelf) に有害であり、 $1\sim 2\mu$ まではその大きさとともに vE shelf が低下することがわかつた。

Photo. 6, 7 は衝撃試験片破面の走査型電子顕微鏡による観察の例である。Photo. 6 では HQ-T 材は通常の延性破面の特徴である大きい dimple がみられるが、Q-T 材では dimple が小さく塑性変形が小さいことを示しており、矢印で示す部分に壁開的な微小亀裂が観察される。

Photo. 7 の例では高温溶体化後水冷材は上記 Q-T 材と同様の破面を示すが、vE shelf のきわめて低い炉冷材は全体に Photo. 6 (b) よりさらに塑性変形の小さいい

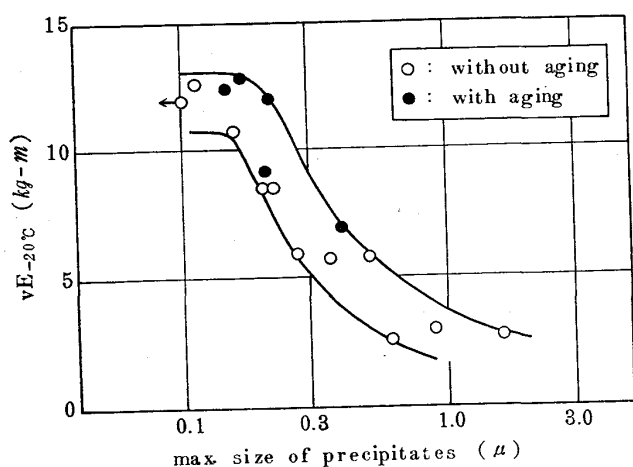
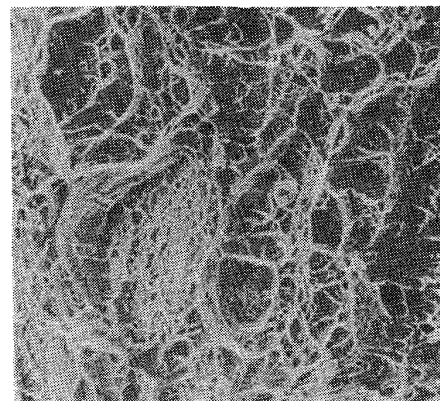


Fig. 10. Effect of maximum size of precipitates observed in steel A on toughness in various heat treated conditions.

(a)
HQ-T
(12.3 kg-m)



(b)
Q-T
(6.6 kg-m)

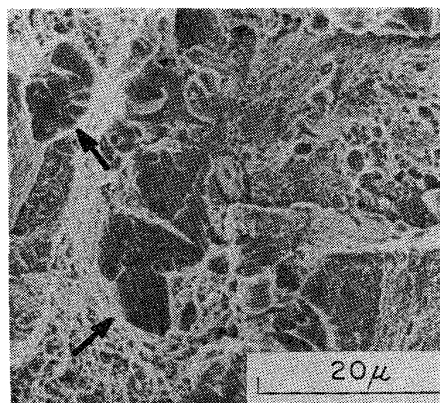


Photo. 6. Fractographs of impact specimen tested at -20°C of steel A after high temperature heat-treated (a) or conventionally heat-treated (b). (corresponds to Table 2)
Arrows in (b) indicate microcracks.

わゆる擬脆性破面を呈している。さらにこの破面を局部的に観察すると (c) のように写真中央部に観察される球状粒子 (M_6C 析出物と思われる) は地相との界面で大きく剝離しており、これを起点として矢印で示したような脆性的な微小亀裂が発生しているように観察される。上記 Photo. 6 (b) の場合も同様に微小亀裂は粗大析出物粒子を起点として生じたものと考えられ、これが vE shelf の低下の原因になつているものと思われる。

なお (b), (c) の破面は他の場合と異なり繊維状を呈しているが、これは地相組織が下部ベイナイト主体となつており、下部ベイナイトは破面の単位が lath 境界とされているので¹¹⁾、これに沿つて tear ridge が生じているものと考えられる。上記 (c) で微小亀裂がやはりこの境界で止まっているのも下部ベイナイトの lath 境界の特徴と考えられる。

以上のような微小亀裂が延性破面中に存在し破壊の発生エネルギーを低下させることはすでに観察例がある¹¹⁾。しかしこのような微小亀裂の存在と Fig. 10 のような吸収エネルギーの低下とを定量的に結びつけるため

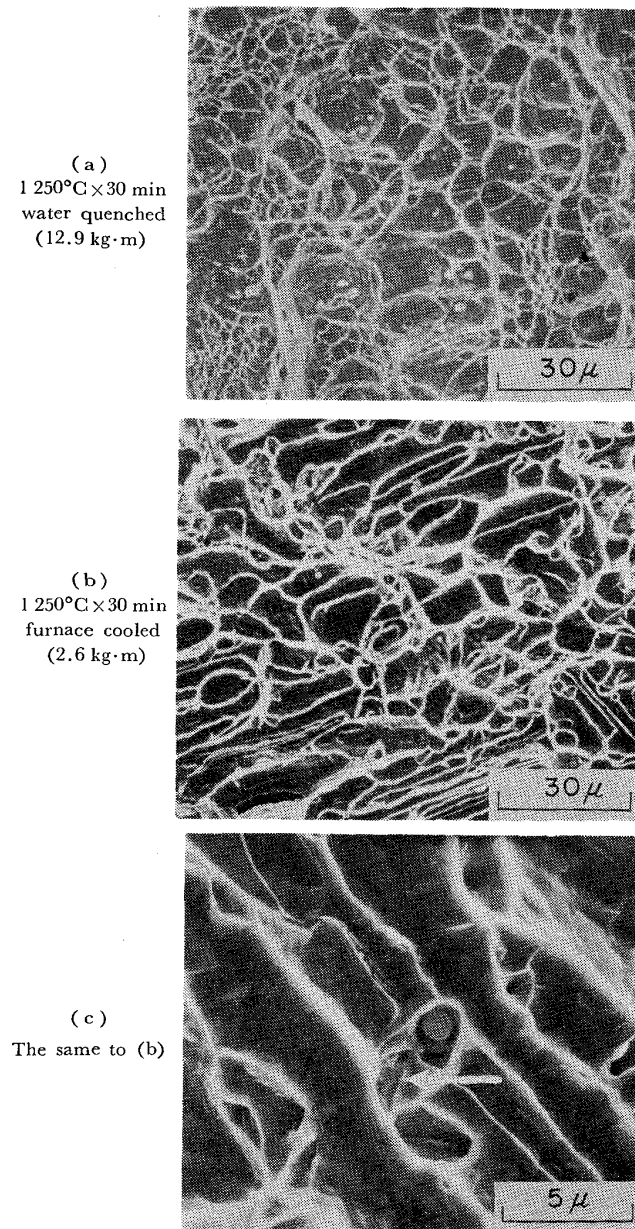


Photo. 7. Fractographs of impact specimen of steel A water-quenched or furnace cooled after high temperature heat treatment. (tested at -20°C) Arrow indicates a microcrack near the precipitate particle.

にはより詳細な観察と考察が必要であろう。

4. 結 語

1~2% の Mo を含む低炭素 9~10Ni 系強靱超強力鋼を対象として溶体化処理条件と微細組織および機械的性質，とくに vE shelf との関係について研究を行ない大要下記の結論を得た。

(1) 1200°C 以上の高温で溶体化し，その後比較的早い速度で冷却すると，通常の 1000°C 以下の溶体化を含む熱処理材に比べ著しく靱性 (vE shelf) が向上す

る。この効果は粗大な M_6C 型炭化物の固溶と対応している。

(2) 高温溶体化後 0.5°C/s 以下の冷却速度で徐冷すると $900\sim 1100^{\circ}\text{C}$ の間で再び M_6C の析出が起これり vE shelf が劣化する。

(3) 高温溶体化後通常の溶体化処理を行なっても M_6C の析出は顕著ではなく vE shelf もほとんど低下しない。時効処理も高温溶体化効果にそれ程大きく影響しない。

(4) 高温溶体化後時効材は通常溶体化後時効材に比べ vE shelf は著しく高いが，耐力がやや低く，遷移温度 (vTrs) は上昇する。高温溶体化後通常の溶体化-時効を行なえば耐力，vTrs を劣化させずに vE shelf を向上させることができる。

(5) 上記各熱処理において vE shelf と析出粒子の最大径との間に一義的な相関が認められる。衝撃試験時に粗大炭化物と母相との間に剝離が起これりこれが微小壁開割れを生じせしめて破壊発生エネルギーの低下につながると考えられる。

終りに終始本研究を指導し適切な助言を与えられた新日鉄(株)現本社木村 勲博士，および研究の一部を分担された現八幡製鉄所本田三津夫氏に深く感謝の意を表します。

文 献

- 1) S. J. MANGANELLS, D. S. DABKOWSKI, L. F. PORTER, and J. H. GROSS: Metals Eng. Quarterly, 5 (1965), p. 1
- 2) 木村 勲, 矢田 浩, 吉村博文, 加来勝男, 関野昌, 蔵藤島敏行, 青木宏一, 森山 康, 矢野清之助: 製鉄研究, (1971), No. 273, p. 70
- 3) L. F. PORTER, S. J. MANGANELLO, D. S. DEBKOWSKI, and J. H. GROSS: Metal Eng. Quarterly, 6 (1966), p. 17
- 4) 木村 勲, 矢田 浩, 本田三津夫, 安楽純利: 鉄と鋼, 57 (1971), S. 617
- 5) H. YADA and T. NAKAZAWA: Proceedings 1974 Symposium on Mechanical Behaviors of Materials (Kyoto), vol. 1, p. 123
- 6) 金沢正午, 中島 明, 石黒隆義, 山戸一成, 谷口至良, 谷野 満, 矢田 浩: 製鉄研究, (1975), No. 284, p. 11
- 7) R. F. CAMPBELL, S. H. REYNOLDS, L. W. BALLARD, and K. G. CARROLL: Trans. AIME, 218 (1960), p. 723
- 8) 例えば T. GLADMAN, B. HOLMES, and I. D. McIVOR: "Effect of Second-Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel" (1971), p. 68. [Iron and Steel Institute]
- 9) 例えば W. S. PELLINI and P. P. PUZAK: NRL Rep. No. 5892 (1962)
- 10) C. J. SMITHELLS: Metals Reference Book, vol. II (1967), p. 166 [Butterworth]
- 11) S. MATSUDA, T. INOUE, H. MIMURA and T. OKAMURA: Trans. ISIJ, 12 (1972), p. 325