

論 文

UDC 669.14.018.295 : 669.14.018.41 : 621.791.011

高張力鋼, 低温強靱鋼の熱サイクル試験結果*

大野 恭秀**・土生 隆一**・関野 昌蔵**

Thermal Cycle Test of High Strength Steels and Steel Plates
for Low Temperature Service

Yasuhide OHNO, Ryuichi HABU, and Shozo SEKINO

Synopsis:

This paper presents the results of the investigation made into some factors governing the toughness of heat affected zone(HAZ) in welded steel plates.

To examine the toughness of HAZ, a thermal cycle of welding from low heat input to high heat input was applied to 12 kinds of commercial steels comprising high strength steels and steels for low temperature service. The following results were obtained.

When heat input is low the HAZ becomes lower bainitic structure or martensitic structure whose toughness is high. But with the increase of heat input, the structure changes to upper bainitic structure, while the toughness becomes lower.

It is suggested from the above phenomena that the toughness of HAZ can be improved by adding some elements which serve to increase hardnability.

Ni lowers vT_{rs} of HAZ and a decrease in carbon content improves the toughness of upper bainite.

(Received Mar. 29, 1971)

1. 結 言

高張力鋼の溶接でもつとも問題になる点は、遅れ割れとボンド部の脆化である。遅れ割れについては一応 C_{eq} または P_c ³⁾ (溶接割れ感受性指数) 値を低くすることで改善できることはわかっている。他方ボンド部の靱性については NIPPES⁴⁾らが T-1 鋼について実験して以来多くの研究がなされており、入熱量をふやすにしたがつて脆化していくことが知られている。MIMURA⁵⁾らは以前から成分、組織の面からこの問題を検討しており、熱サイクル後の組織が上部ベーナイトの場合、針状フェライトの間にセメントイトが析出せず高炭素マルテンサイトが分散しているともろく、靱性を劣化させていることがみいだされている。

いずれにしろ現用鋼では熱影響部の脆化が避けられないことから、溶接入熱量をある値以下に規定している。しかし、この制限は溶接の高能率化に逆行するばかりでなく、入熱制限がかならずしも守られないこともあつて、しばしばトラブルの原因となつている。筆者らの属する研究所では、この点を解決するものとして大入熱溶

接可能な WT80S⁶⁾を開発した。

本報告は、ボンド部の靱性の支配因子を明らかにすることを目的とし、主として実用鋼に熱サイクル試験をほどこしてその結果の統一的解釈をこころみたものである。

2. 実 験 方 法

2.1 供試鋼

すべて現場で出鋼した実用鋼である。Table 1には化学成分の一覧表を示す。全部で 12 鋼種あり、A~Gは 60~80 kg/mm² 級の高張力鋼、H~Lは低温強靱鋼である。これらはおもに Ni の効果を調べるために試験している。なお、溶接熱影響部とくにボンド部の性質は、前の履歴に関係なく、成分のみによると考えられる。

2.2 実験方法

溶接継手のボンド部の衝撃試験では種々な因子が関与してくるので、結果の解釈は複雑になる。これを避けるために熱サイクル再現装置を使つて実験を行なつた。実

* 昭和46年3月29日受付

** 新日本製鉄(株)八幡製鉄所

Table 1. Chemical composition of specimens (%).

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	N	Remarks
A	0.16	0.53	1.25	0.017	0.006	0.12	0.05	0.24	—	0.058	—	—	0.0048	60kg/mm ² class
B	0.13	0.48	1.23	0.015	0.015	—	—	0.25	—	0.040	0.014	—	0.0057	60 //
C	0.13	0.44	0.97	0.011	<0.005	0.14	0.08	0.47	0.16	—	—	0.036	0.0056	70 //
D	0.17	0.32	0.96	0.010	0.010	0.33	—	1.00	0.46	—	—	—	0.0108	80 //
E	0.16	0.34	1.07	0.030	0.015	0.36	—	0.83	0.46	0.038	—	—	0.0067	80 //
F	0.13	0.26	0.80	0.009	0.006	0.26	0.76	0.56	0.41	0.050	—	—	0.0112	80 //
G	0.09	0.62	1.46	0.023	0.023	0.15	0.98	1.03	0.52	0.041	0.014	—	0.0072	80 //
H	0.14	0.24	0.55	0.015	0.010	0.05	3.15	0.11	—	—	—	—	0.0097	Cryogenics steel *
I	0.09	0.26	1.14	0.013	0.008	0.06	5.75	—	0.21	—	—	—	0.0080	//
J	0.13	0.27	0.40	<0.005	0.007	1.08	5.50	—	0.54	0.094	—	—	0.0079	//
K	0.10	0.24	0.64	0.017	0.013	0.08	8.90	—	—	—	—	—	0.0067	//
L	0.10	0.32	0.58	0.011	0.015	0.06	2.90	0.72	0.39	—	—	—	0.0113	//

* Cryogenics steel means steel plate for low temperature service.

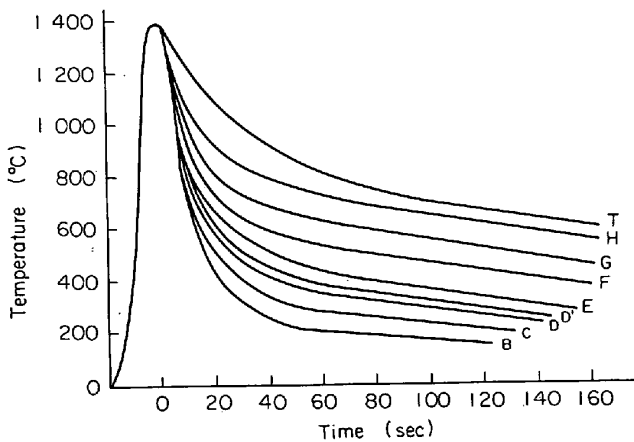


Fig. 1. Thermal cycles. Max temperature; 1400°C, and no holding.

験に使用した装置は富士電波製，出力 10kW の 70kC/S の誘導加熱型熱サイクル試験機である。試験片サイズは 12×12×80 mm で，これを 5 ターンのコイルで加熱し，中心の均熱域幅は約 10 mm である。Fig. 1 には使用した熱サイクルカーブを示す。最高加熱温度はとくに指定しない限り 1400°C を用いた。熱サイクル試験後，硬さ測定，シャルピー試験，組織観察を行なった。入熱量の影響を見るため，大部分の試料では D サイクルから T サイクルまで変化させている。一部の試料については，最高温度での保持の影響，最高加熱温度の影響などを調べている。なお実際溶接のボンド部の冷却曲線は板厚，予熱温度，溶接法などによつて変わるが，入熱量が多いほど冷却曲線はゆるやかになる。Fig. 1 の曲線はほぼ 20 KJ/cm から 100 KJ/cm の入熱範囲を含んでいる。

3. 実験結果

3.1 高張力鋼

3.1.1 入熱量の影響

Table 2 には，7 鋼種について C サイクルから H サイ

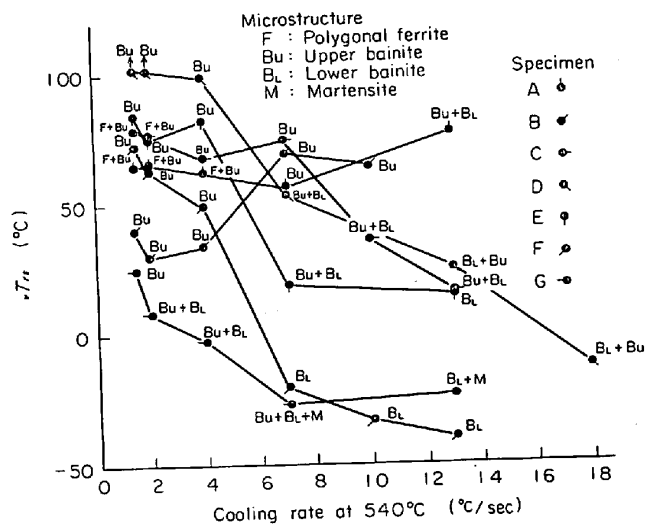


Fig. 2. Change of vT_{rs} and microstructure of high strength steels after thermal cycle test.

クルまでの小入熱から大入熱まで入熱量を変えた熱サイクルを与えた試料のシャルピーの破面遷移温度 vT_{rs} ，0°C での吸収エネルギー vE_0 ビッカース硬さ H_V ，オーステナイト粒度の測定結果を示す。硬さは熱サイクル均熱部 5 点の平均値である。オーステナイト粒界現出には表面活性剤を入れた飽和ピクリン酸アルコール液を使った。いままでの結果から，靱性にもつとも大きい影響を与える因子は 800~500°C 間の冷却速度であることがわかっている。一応 540°C での冷却速度を一つの尺度として，これと vT_{rs} との関係プロットしたのが Fig. 2 である。この図から vT_{rs} は冷却速度が遅くなるにしたがって高温側へずれていくこと，鋼 F にみられるように組織が下部ベーナイトから上部ベーナイトに変わるところで靱性は急激に悪くなること，変化の挙動は鋼種によつてかなりの違いのあることがわかる。

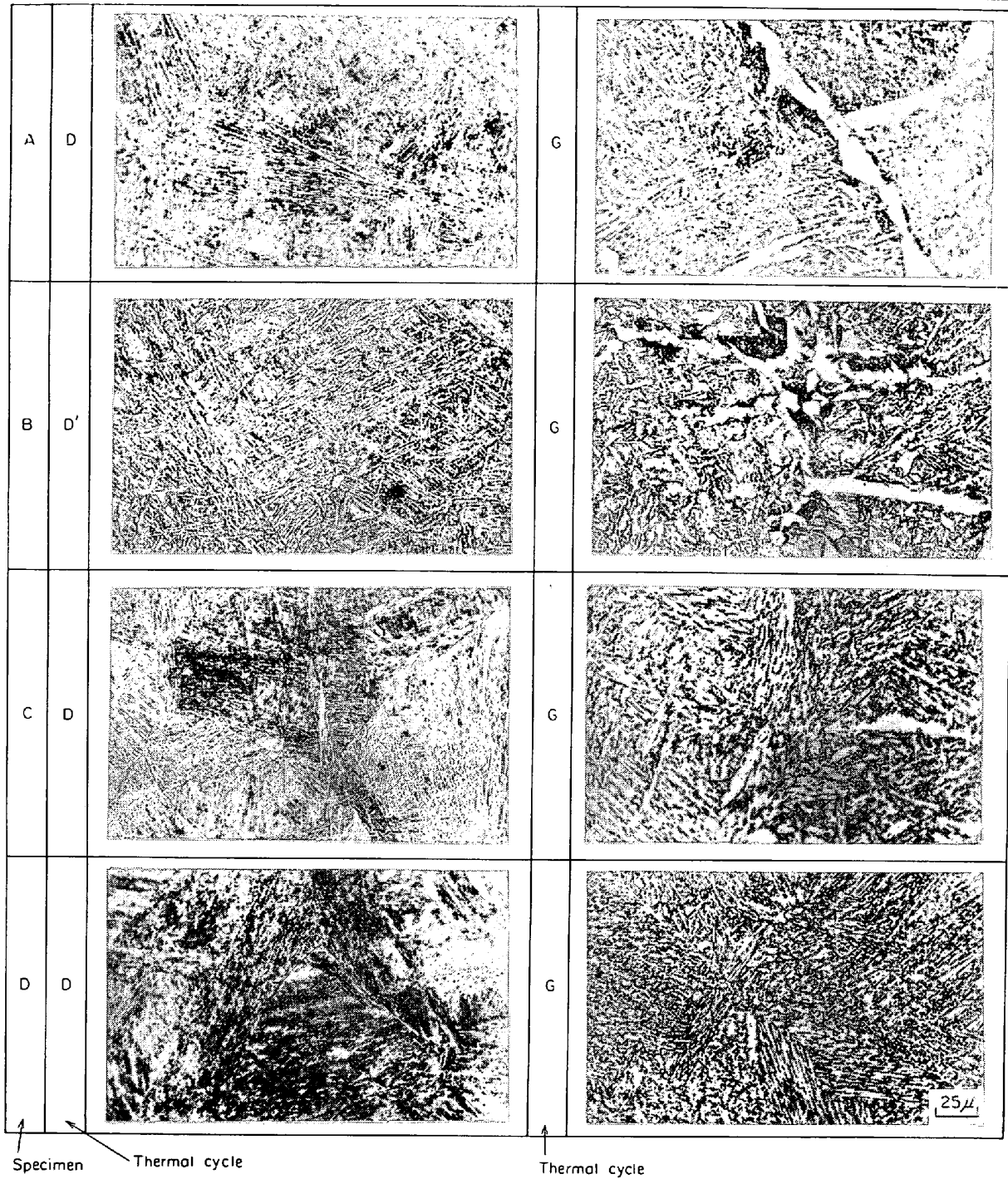


Photo. 1. Microstructure of high tensile steels after thermal cycle test.

Table 2. Toughness, hardness and γ grain size of high strength

Cooling rate	C (18°C / sec)*				D (13°C / sec)				D' (10°C / sec)				
	Specimen	H_V	vT_{rs}	vE_0^{**}	γ^{***}	H_V	vT_{rs}	vE_0	γ	H_V	vT_{rs}	vE_0	γ
	A				286	76	3.0	1.1					
	B								279	65	1.5	1.9	
	C				299	15	8.0	2.4	288	35	5.0		
	D	363	-14	5.5	379	25	3.5	1.8					
	E				340	15	6.5	—					
	F				341	-40	15.5	1.9	325	-34	18.6	1.9	
	G				342	-24	11.0	3.1	324	-26	12.5	—	

* Cooling rate at 540°C ** kgm *** ASTM No

これら7鋼種の熱サイクル後の組織写真をPhoto. 1およびPhoto. 2に示す。Photo. 1は5% ナイタルで腐食した400倍の光顕写真，Photo. 2は3000倍のレプリカ写真である。

組織は大入熱側では，焼入性の小さい鋼(A, B)では初析フェライトと上部ベーナイト(以下 *Bu* と略す)焼入性の大きい鋼では *Bu* だけである。小入熱側では初析フェライトの幅が狭くなり *Bu* 組織が緻密になるほ

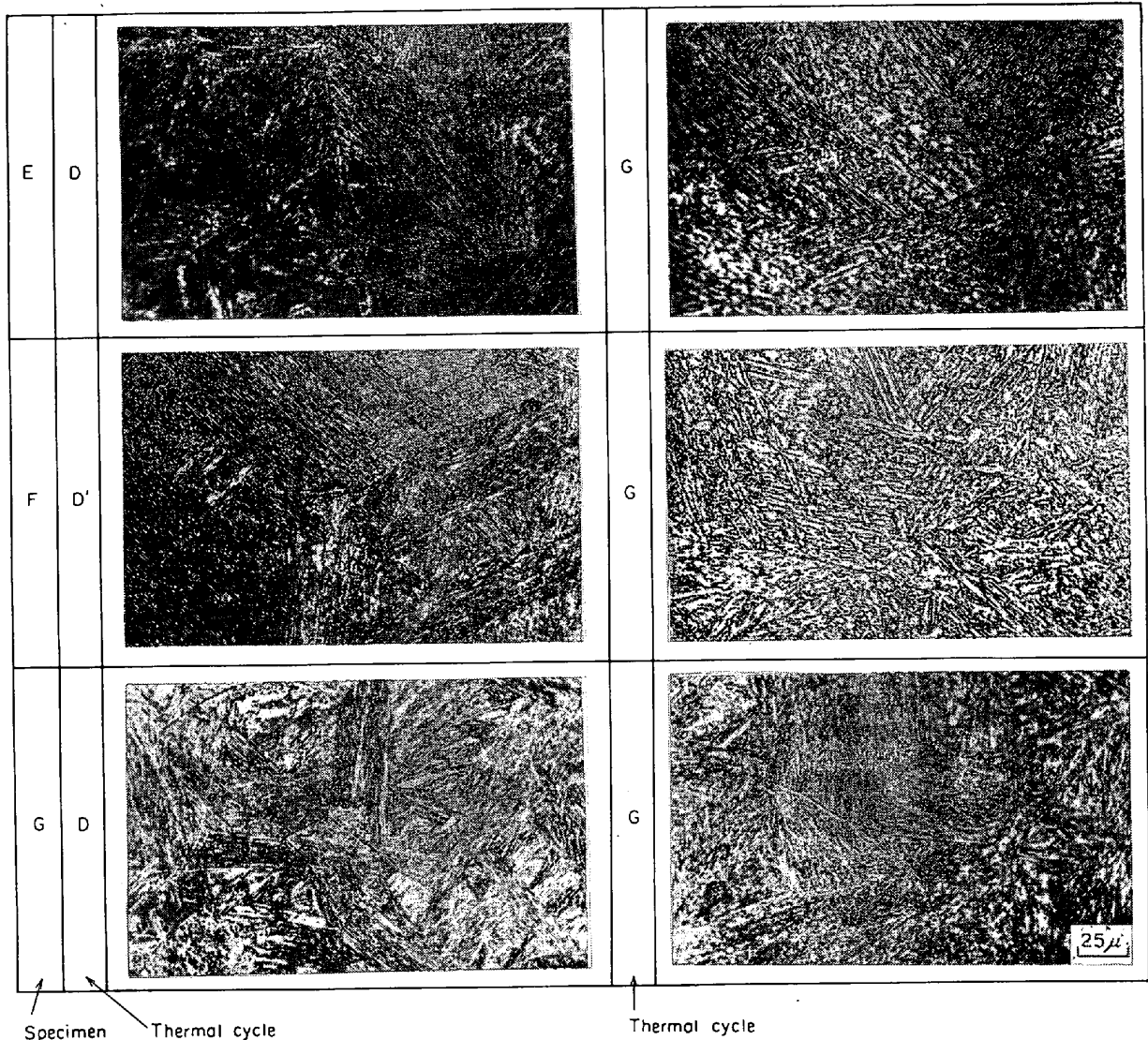


Photo. 1. (Suite) Microstructure of high tensile steels after thermal cycle test.

steels after thermal cycle test.

E (7°C / sec)				F (4°C / sec)				G (2°C / sec)				H (1.5°C / sec)			
<i>H_V</i>	<i>vT_{rs}</i>	<i>vE₀</i>	γ	<i>H_V</i>	<i>vT_{rs}</i>	<i>vE₀</i>	γ	<i>H_V</i>	<i>vT_{rs}</i>	<i>vE₀</i>	γ	<i>H_V</i>	<i>vT_{rs}</i>	<i>vE₀</i>	γ
244	55	4.5	1.1	231	62	2.0	1.0	218	65	2.0	0.8	221	64	2.5	0.7
274	68	1.5	2.5	239	35	2.0	—	231	30	2.5	—	256	40	2.5	—
262	73	2.0	1.9	241	67	1.5	1.7	226	76	1.0	1.1	226	78	1.5	1.6
294	54	2.0	1.9	271	98	2.0	2.2	258	>100	1.5	1.5	257	>100	0.5	1.0
299	19	6.5	—	261	82	2.0	—	259	75	1.5	—	256	84	1.5	—
313	-21	20.0	2.4	252	49	5.0	2.5	247	63	2.0	2.0	242	73	2.0	1.4
326	-28	14.0	3.1	315	-3	7.5	3.5	305	7	5.5	3.3	297	24	5.0	3.1

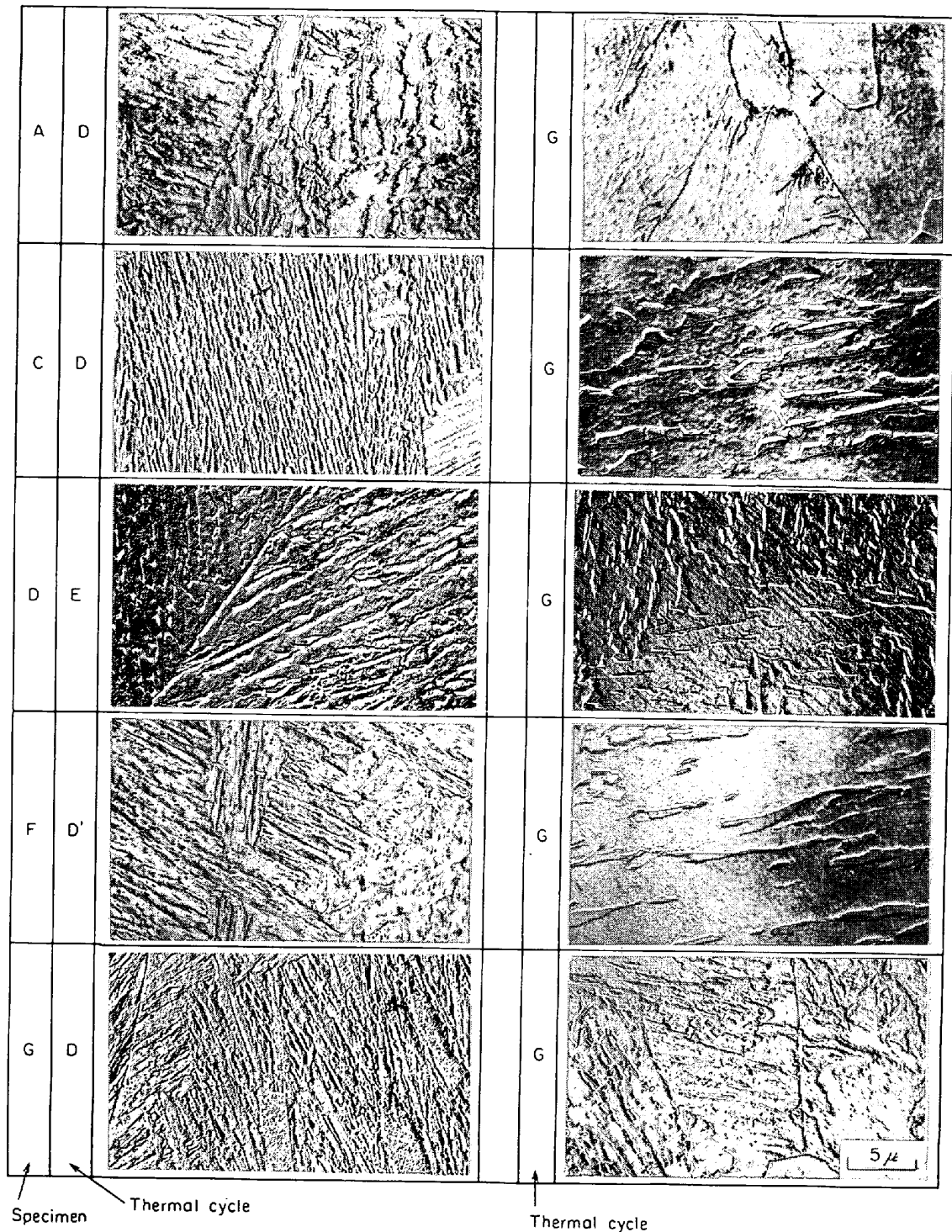


Photo. 2. Microstructure of high tensile steels by replica after thermal cycle test.

か、フェライト粒の長軸方向と一定の角をなした炭化物の析出が認められ、下部ペーナイト（以下 B_L と略す—たとえば Photo. 2 鋼 F の D' サイクル）が認められるようになる。さらに小入熱になると、焼入性のよい鋼ではマルテンサイト（以下 M と略す）が現われる。

3.1.2 保持時間の影響

実際の溶接では、手溶接におけるウィーピングのよう

に最高温度に達して、いくらか保持されることがある。この場合は当然靱性には悪影響があると考えられる。そこで最高温度 1400°C に加熱後、30 sec 保持をして同一速度で冷却してみた。その後シャルピー試験をして保持なしの場合と比較した。結果を Fig. 3 に示す。30 sec 保持の影響は鋼種によつてまちまちではあるが、冷却速度と比較するとその影響は小さい。

Table 3. Toughness and hardness of cryogenics steels after thermal cycle test.

Cycle	D		D'		E		F		G		H	
	H_V	vT_{rs}	H_V	vT_{rs}	H_V	vT_{rs}	H_V	vT_{rs}	H_V	vT_{rs}	H_V	vT_{rs}
H	—	—	258	41	245	38	211	35	192	33	207	57
I	—	—	332	-76	322	-105	322	-75	326	-54	309	—
J	353	-95	—	—	351	-99	360	-94	349	-91	356	-91
K	—	—	330	-154	329	-130	336	-116	333	-120	331	-110
L	—	—	320	-22	304	-20	286	53	268	53	278	49

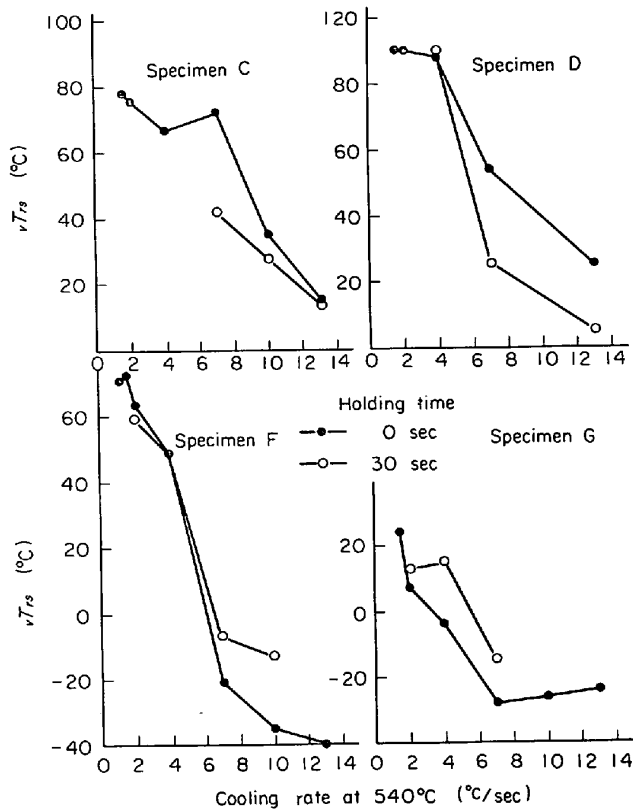


Fig. 3. Effect of holding time upon vT_{rs} .

鋼Fで保持なしから30sec保持の間に γ 粒径は0.12mmから0.35mm (ASTM No 2.7からNo-0.3)まで変化しているが、その影響はわずかであり、これから靱性は γ 粒度よりも組織できまるといえる。

3.1.3 最高加熱温度の影響

HAZの各部分の最高温度は、常温から融点までにまたがっている。普通靱性をもつとも劣化するのは、この中で最高温度に加熱されたところ、すなわちボンド部といわれているが、これを確かめるために、試料F, Gについて800°C, 1000°C, 1200°Cにまで加熱し、あとはGまたはFサイクル相当の冷却速度で冷却した。Fig. 4にこの結果を示す。これからわかるように、最高温度が高ければ靱性が悪くなるとしても、その影響は鋼によつてかなり違っていることである。

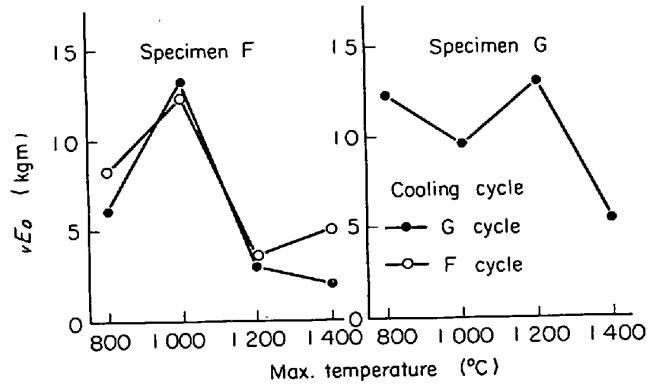


Fig. 4. Effect of max heating temperature upon vE_0 .

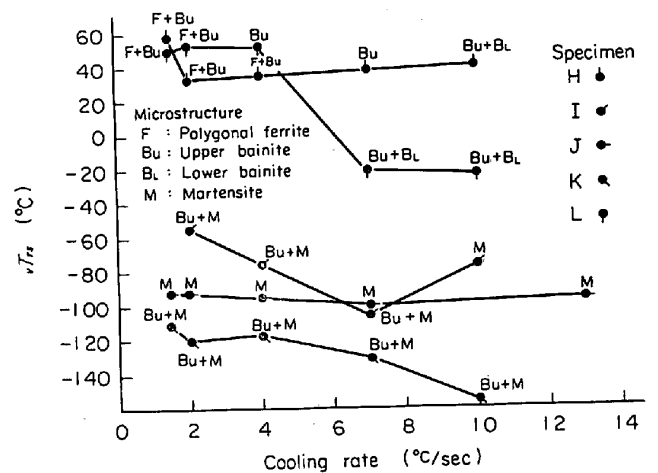


Fig. 5. Change of vT_{rs} and microstructures of cryogenics steels after different thermal cycle test.

3.2 低温強靱鋼

3.2.1 入熱量の影響

Table 3には低温強靱鋼H~Lの鋼について種々な熱サイクルを与えた後の H_V , vT_{rs} を示す。

Fig. 5, 6にはそれぞれ vT_{rs} , H_V の冷却速度による変化を示した。これらの結果をみると、Niの多い鋼I, J, Kは、高張力鋼系と比較すると一般に靱性は非常によく、入熱量による変化幅も少ない。

Photo. 3には光顕写真で熱サイクル後の組織を示す。鋼H, L (Lの組織写真は示していない)の組織変化は

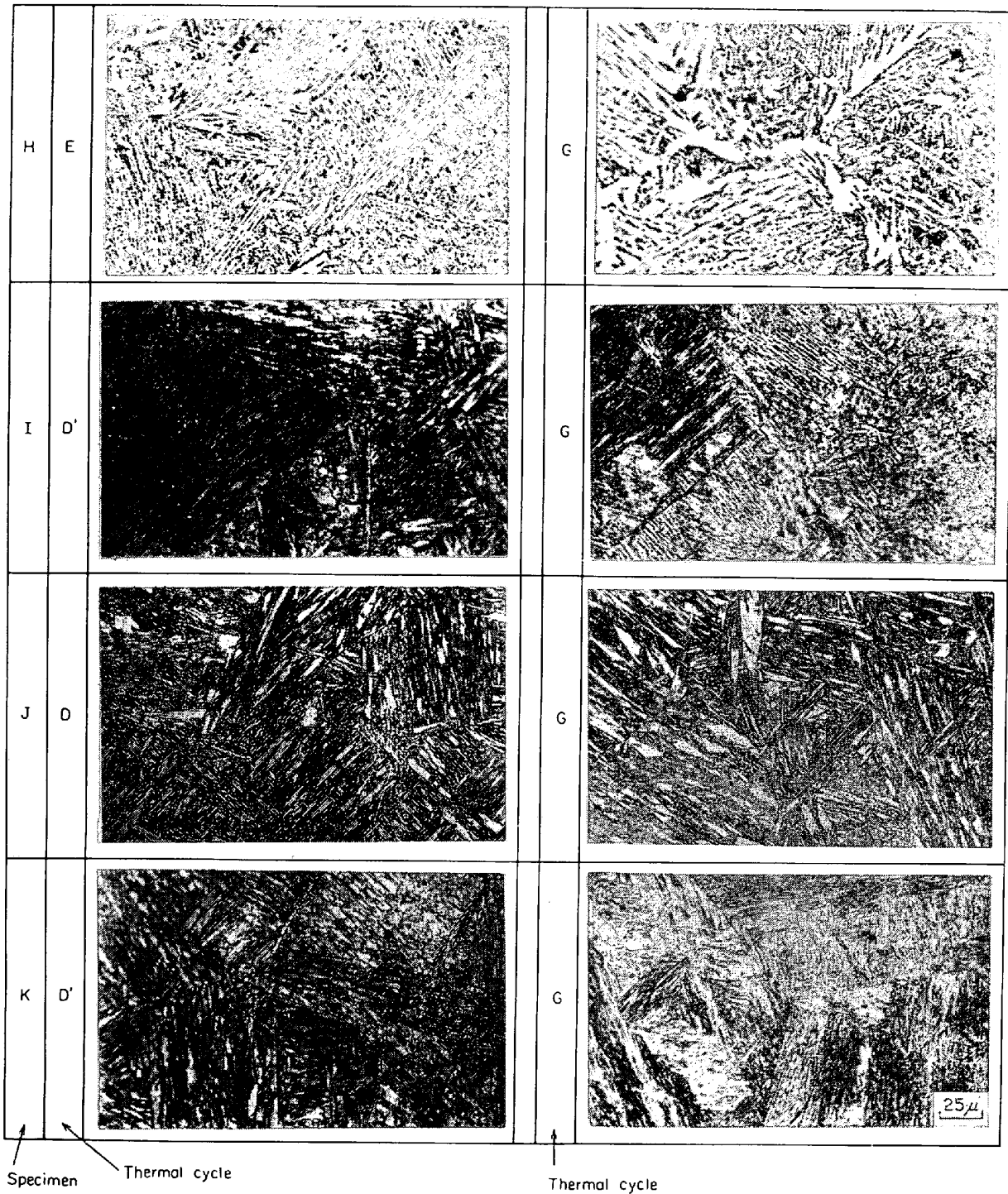


Photo. 3. Microstructure of cryogenics steels after thermal cycle test.

Photo. 1 の高張力鋼の組織変化によく似ているが, 鋼 I, J, K のそれはかなり異なっており, 白く見えるところはマルテンサイトで, マルテンサイト変態初期の M_s 点付近でオーステナイトから変態した大きなマルテンサイトと考えられる。なお Ni が 9% はいつた K 鋼については, 残留オーステナイトが存在する可能性があるが, G サイクル後の試料を X 線で調べた結果, 残留オーステ

ナイトは認められなかった。

4. 考 察

4.1 組織と靱性

熱サイクル後の組織は大別すると 4 つ, すなわち初析フェライト, B_u , B_L , M に分けられる。この組織と靱性の間にはかなりはつきりした相関が認められる。この

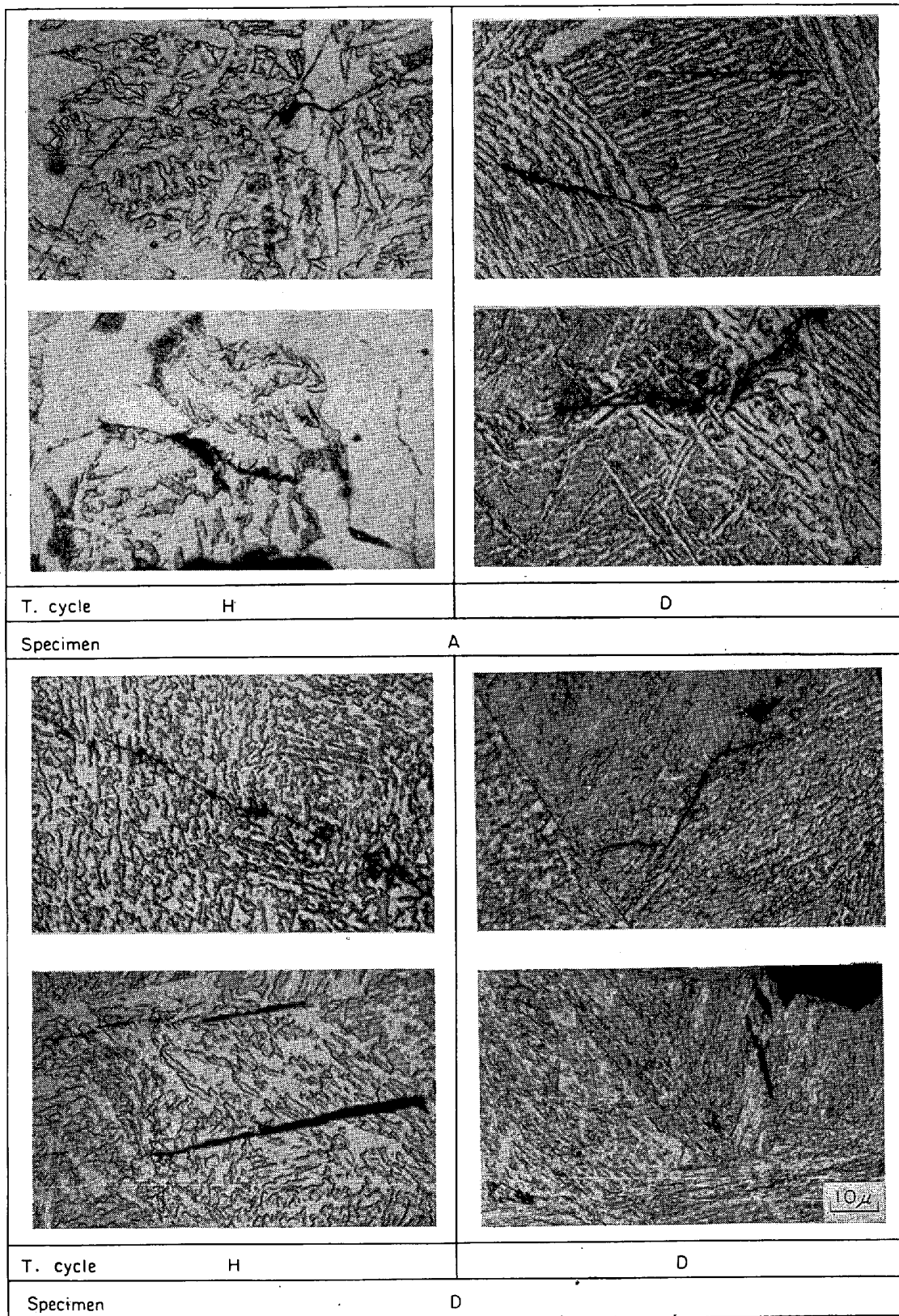


Photo. 4. Micro-cracks observed under the brittle fractured surface.

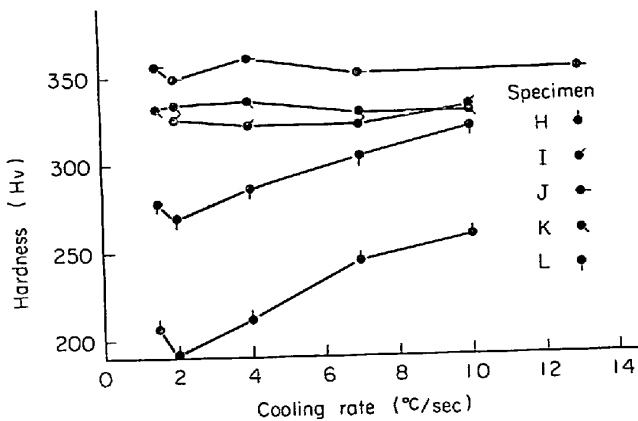


Fig. 6. Change of hardness of cryogenics steels after thermal cycle test.

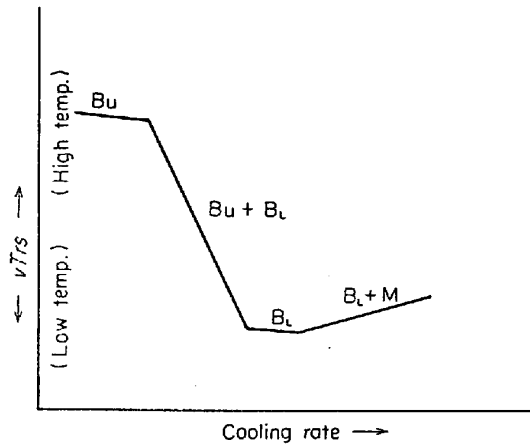


Fig. 7. Typical change of vT_{rs} according to the cooling rate and microstructure.

関係がとくにはつきりしているのは Fig. 2 の鋼 F であるが、組織が B_L から Bu になると急激に靱性が劣化している。一般的傾向としてはフェライトと Bu は靱性が悪く、 B_L がもつとも靱性においてすぐれており、 M になるとわずかながら再び悪くなる。実験した鋼の中には鋼 A, B のように焼入性が不足して完全な B_L にならなかったものもある。鋼 G は大入熱溶接用鋼であるが、 Bu 中の島状マルテンサイトの大きさが小さく、組織が Bu になつても靱性がそれほど劣化していない。

結局、冷却速度と vT_{rs} の関係を模式的に示すと Fig. 7 のようになる。

一例として Photo. 4 には鋼 A, D のシャルピー試片の脆性破断面直下の組織を示す。鋼 A で H サイクル後の試料では、割れは島状マルテンサイトから起こり、初析フェライト粒を横切つていることが多いことが観察される。D サイクル後では、割れは島状マルテンサイトから発生し、成長し、割れ先端の応力集中により、その先の島状マルテンサイト中に割れを発生させ、これらが連な

る過程をとる。鋼 D の H サイクル後の割れの伝播挙動は、鋼 A の D サイクル後のそれに似ている。D サイクル後ではマイクロ割れは少なく、しかも直線部分が短く、上部ベーナイトと異なる挙動を示す。このような Bu の割れの挙動については MIMURA ら²⁾の研究結果が確認されたといえる。

Fig. 7 の傾向は低温強靱鋼ではしばしば不明瞭であり、このことは B_L ができにくいことに基づくものと考えられる。

4.2 硬さと靱性

Fig. 8 には高張力鋼について硬さと靱性の関係を示した。この図をみると、鋼 D を除いて、幅はあるが両者にはほぼ直線的な関係のあることがうかがえる。この中では 60 kg/mm² 級の鋼 A, B の挙動が組織がちがうためか、若干他の鋼とは異なっている。

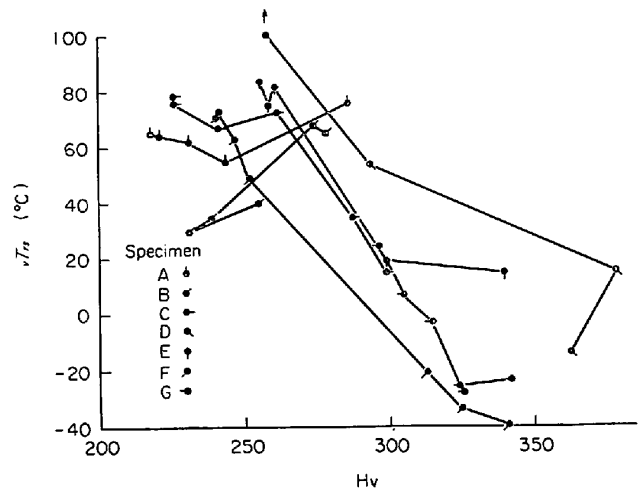


Fig. 8. Relation between vT_{rs} and hardness in high strength steels.

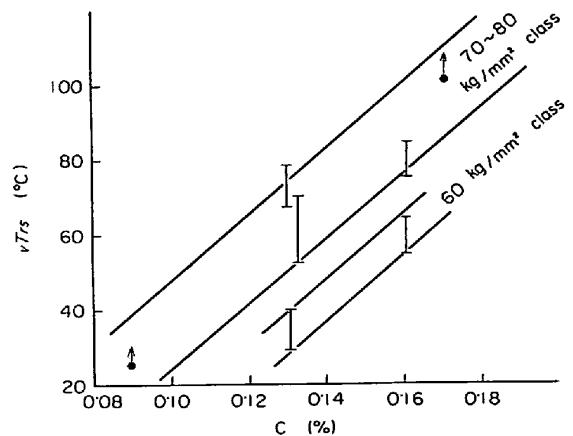


Fig. 9. Relation between vT_{rs} and C content in upper bainite region of high strength steels.

4.3 成分の影響

成分的にみて著しい影響を示したのは C と Ni である. 組織が Bu, または Bu+初析フェライトのところ で vT_{rs} と C 量 の 関 係 を 示 す と Fig. 9 の よう に な る. これからわかるように C が 高 い と vT_{rs} は 高 温 へ 移 行 し て いる. このことは Bu 中 に できる 島 状 マルテンサイト が 高 C に な る ほど 脆 化 す る こ と で 説 明 さ れ よ う. 60 kg/mm^2 級 の 鋼 の vT_r は 同 じ C 量 で 比 較 し て, い く ら か 低 温 に あ る よ う で あ る.

次に Ni の 影 響 で あ る が, 熱 サイクル 後 の 組 織 が Bu ~M ま で の も の で, 他 の 成 分 も か な り 違 っ て いる 低 温 強 靱 鋼 に つ い て, vT_{rs} と Ni 量 の 関 係 を 示 し た の が Fig. 10 で あ る. この こ と か ら Ni 添 加 が, 靱 性 向 上 に 著 効 が あ る こ と が わ か る. 一 方 Fig. 11 に 示 す よ う に Ni 量 が 増 加 す る に つ れ シャルピー 吸 収 エ ネ ル ギ ー の 上 棚 vE_{shelf} は 低 下 す る.

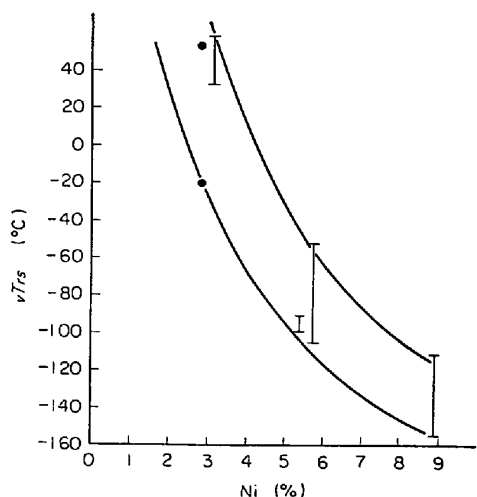


Fig. 10. Relation between vT_{rs} and Ni content of cryogenics steels.

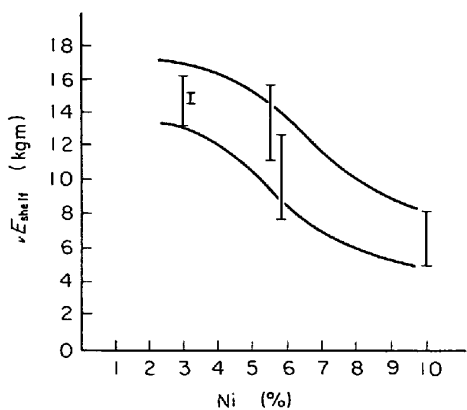


Fig. 11. Relation between upper shelf energy in Charpy test and Ni content of cryogenics steels.

4.4 大型試験との関連

実際構造物の靱性は, 実物に近い大型試験で評価される必要がある. 破壊の発生特性に対してもつともきびしい大型試験の一つである十字溶接切欠付広幅引張試験で得られる靱性から, 脆性に移る遷移温度 T_{rL} でのシャルピーの吸収エネルギーと C_{eq} の間には, 板厚をパラメーターとした一定の関係³⁾が与えられており Fig. 12 にはこの関係を示す. 十字溶接切欠付広幅引張試験は, Fig.

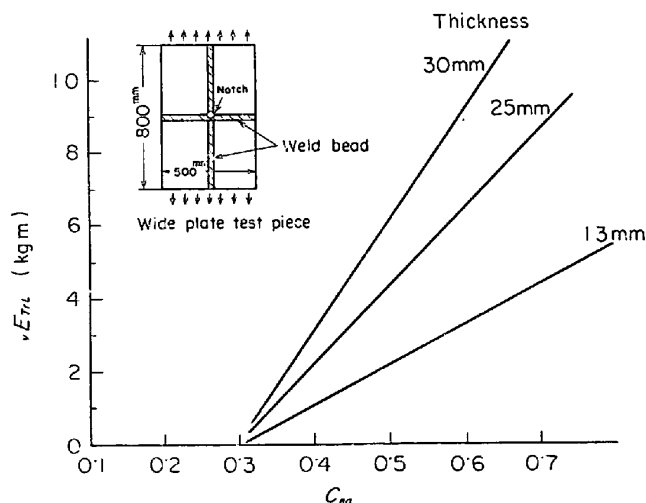


Fig. 12. Relation between C_{eq} and absorbed energy at T_{rL} , transition temperature obtained by the cross welded and notched wide plate tensile test.

$$C_{eq} = C + 1/6Mn + 1/24Si + 1/15Ni + 1/5Cr + 1/4Mo + 1/13Cu$$

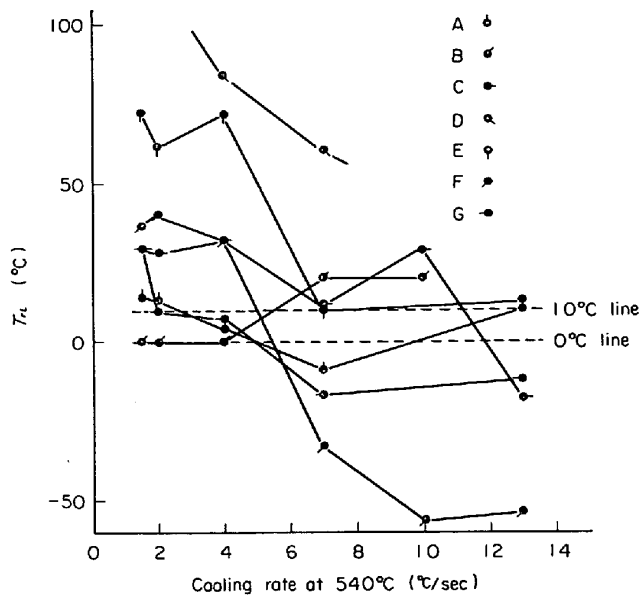


Fig. 13. Relation between the cooling rates and T_{rL} obtained by the absorbed energy in Charpy test and Fig. 12, supposing that the thickness is 25 mm.

Table 4. Allowable cooling rate of HAZ at 540°C for practical use (°C/sec).

Specimen	Temperature minimum	
	0°C	10°C
A	4.9	2.6
B	>4.0	>5.5
C	11.8	11.1
D	—	—
E	—	7.0
F	5.5	5.0
G	4.9	1.9

12 に示すように、引張り方向にも溶接して、ノッチ先端に残留応力を付加して行なう試験法で、ノッチはボンド部にいれられる。この試験を温度を変えて行ない、その破壊応力が降伏点以下になり始める温度を T_{rL} といい、この温度以下で脆性破壊が発生するとされている。図式計算による Fig. 12 の使い方は、まず成分から C_{eq} を求め、板厚を仮定して、この図から vE_{TrL} を求め、シャルピーの遷移曲線からその吸収エネルギーの点の温度を求めれば T_{rL} がえられる。このようにして求めた T_{rL} を Fig. 13 に示す。 T_{rL} は使用温度以下でなければならぬことから、使用温度を決めれば、この図から限界冷却速度が求められる。一方、稲垣のモノグラフまたは計算式を用いれば、許容入熱量が決められる。Table 4 にはこの値を示した。このことから C_{eq} が低ければ、靱性がかなり悪くても比較的大きな許容入熱が得られることがわかる。

5. 結 論

現用高張力鋼および低温用鋼について、ボンド、HAZ の靱性を評価するために、冷却速度などを変えて熱サイクル試験を行ない、以下の結論を得た。

(1) 入熱量を変えることは、800~500°C 間の冷却速度を変えることとほぼ同じであり、熱サイクル後の靱性に対しては、冷却速度の影響がもつとも大きい。冷却速度が大きいと組織は B_L , M または両者の混合組織になり、靱性はよくなる。逆に小さくなると、組織は B_u となり、靱性は劣化する。

(2) 焼入性をあげる元素を入れると、同一冷却速度で比較した場合に、下部ベーナイトができやすくなり、大入熱で溶接しても靱性は劣化しない。

(3) 高張力鋼系では、熱サイクル後の硬さと vT_{rs} の関係は鋼種にかかわらず、ほぼ一定の幅の中にある。靱性がもつともよい硬さは H_V で 300~350 付近である。

(4) 高張力鋼では、組織が B_u のときの vT_{rs} は C 量によつてかなりの影響を受ける。 C 量が低いほど vT_{rs} は低温になる。

(5) Ni 量が多いと vT_{rs} は低温へ移行する。 Ni はボンド、HAZ の靱性改善のためには、きわめて有効な元素といえる。 Ni の多い鋼は、下部ベーナイトができにくく、マルテンサイトになりやすいが、高 Ni マルテンサイトの靱性は非常によい。

文 献

- 1) E. F. NIPPES, W. F. SAVAGE, and R. J. ALLIO: *Welding J.*, 36(1957), p. 53/s
- 2) M. MIMURA and K. AOKI: *IIW Doc.* II-629-69(1969)
- 3) T. ITOH, Y. SOGO, and K. TANAKA: *IIW Doc.* X-466-68(1968)
- 4) 鈴木, 稲垣: 溶接冶金 [日刊工業, 溶接技術講座 3]
- 5) 伊藤, 別所: 溶接学会誌, 38(1969), 10号, p. 16
- 6) 佐藤, 森山: 高圧力, 8(1970) 6号, p. 18
- 7) R. H. ABORN: *Trans. ASM*, 48(1956), p. 51