

論 文

13 クロムステンレス鋳鋼の ($\alpha+\gamma$) 域での加熱
焼入れによる強靱化におよぼすニッケルの影響小林 俊郎*・橘 敬*²・上田 倣完*Effect of Nickel on Strengthening and Toughening of 13%Cr Cast
Stainless Steel by Quenching from ($\alpha+\gamma$) Temperature Range

Toshiro KOBAYASHI, Hiroshi TACHIBANA, and Yoshisada UEDA

Synopsis:

Strengthening and toughening of a 13%Cr cast stainless steel added with Ni by heat treatment is studied. In this work, low temperature quenching treatment (*L*) from ($\alpha+\gamma$) range, in the intermediate stage between usual quenching and tempering, is applied. Then, the effects of Ni content and retained austenite on the low temperature toughness are investigated. The heat treated samples are compared by V-notched Charpy impact test, dynamic fracture toughness test and static tensile test.

It is shown that the steel with higher Ni content has the better low temperature toughness, and that the *L* treatment improves the toughness of the 13%Cr cast steel. Improvement of the low temperature toughness due to the *L* treatment becomes larger in the higher Ni content steel. It is also shown that the stable and fine retained austenite improves the toughness and the ductility at low temperature. This may be due to the transformation induced plasticity of the retained austenite.

1. 緒 言

13Cr ステンレス鋳鋼の靱性の改善には、鋳造性に問題はあるが従来から Ni 含有量を 4~6% に高めることが有効とされてきた¹⁾²⁾。

一方、鋼の熱処理による強靱化法の中で、焼入れ後通常の焼もどしの前に、($\alpha+\gamma$) 2相温度域に恒温保持後焼入れするいわゆる QLT 処理によつて靱性を改善する方法が 6%Ni 鋼などで注目されている^{3)~7)}。著者らの 1 人は 13Cr 鋳鋼が独特の ($\alpha+\gamma$) 域を有することに注目して、QLT 処理を適用し、その有効性についてすでに一部報告している⁸⁾。

本研究では Ni を添加した 13Cr 鋳鋼に QLT 処理を施し、その有効性と Ni 含有量との関連を検討するとともに、組織中に導入される残留オーステナイト (γ_R) の靱性改善に対する寄与について調べた。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材

供試材の化学組成を Table 1 に示す。供試材は大気中で溶解し、1600°C から舟形鋳型 (鋼種 A, B, D は試料採取部寸法 80×500×300 mm³, 鋼種 C は同じく

100×600×500 mm³) に鋳込んだものである。鋼種 A は JIS SCS2 相当材である。鋼種 B, C, D は、靱性・溶接性の観点から C \approx 0.05% とした。さらに Ni の靱性におよぼす影響を検討するため、鋼種 B, C, D の Ni 含有量をそれぞれ約 1, 3.5, 6% とした。各供試材にインゴットの状態で 950°C×1 h 加熱保持後空冷の焼なまし処理を施した。

2.2 熱処理

本実験では ($\alpha+\gamma$) 域での熱処理を行うために、各鋼種の変態温度を熱膨張自動変態測定装置 (商品名 Formastar F) を用いて測定した。この時の加熱温度は実際の熱処理条件に近づけるべく、約 10°C/min とした。またオーステナイト化終了後約 200°C 過熱した後急冷し、マルテンサイト変態温度を測定した。結果を Table 2 に示す。表中の As, Af, Ms, Mf はオーステナイト化開始温度、オーステナイト化終了温度、マルテンサイト変態開始温度、マルテンサイト変態終了温度である。

各インゴットから組織観察用 (10×10×20 mm³), V 切り欠きシャルピー衝撃試験用 (JIS 4 号), 動的破壊靱性測定用 (Fig. 1), 静的引張試験用 (平行部 ϕ 4 mm×20 mm) の各試験片を採取した後に、Fig. 2 に示す熱処理を行つた。熱処理は試験片に耐熱塗膜剤 (商品名バ

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 8 月 5 日受付 (Received Aug. 5, 1981)

* 名古屋大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Nagoya University, Furo-cho Chikusa-ku Nagoya 464)

*² 名古屋大学大学院 (Graduate School, Nagoya University)

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
A	0.15	0.22	0.47	0.018	0.010	12.44	1.09	0.41
B	0.051	0.22	0.50	0.015	0.013	12.03	1.04	0.46
C	0.066	0.41	0.59	0.030	0.017	12.10	3.62	0.47
D	0.046	0.26	0.45	0.023	0.015	12.58	6.09	0.46

Table 2. Transformation temperatures of the steels ($^{\circ}\text{C}$).

Steel	As	Af	Ms	Mf
A	730	820	275	135
B	750	830	380	230
C	670	770	280	180
D	585	710	235	—

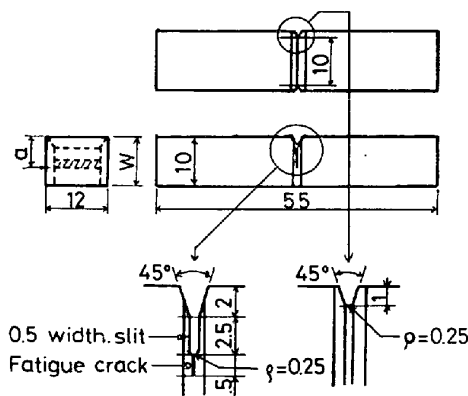
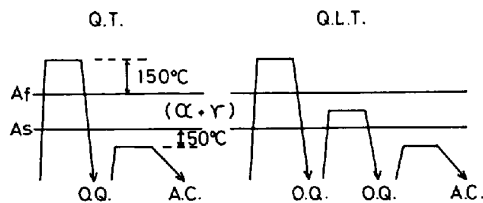


Fig. 1. Specimen for dynamic fracture toughness test by 3 point loading.



Material	($^{\circ}\text{C}$)		
	Q	L	T
A	950	770	700
B	1000	790	700
C	900	720	620
D	850	650	550

Holding time = 1h at each temperature
 Q.Q. = oil quenching
 A.C. = air cooling

Fig. 2. Heat treatment diagram.

ーカテクト)を塗布し, Ar ガス中で行った. また試験片はその長手方向が舟形の高さ方向に一致するように採取した.

熱処理条件は, 通常の焼入れが Af より約 150°C 高温度に 1 h 加熱保持後油冷, L 処理は $(As+Af)/2$ に 1 h 加熱保持後油冷, 焼もどしは As より約 50°C 低温

度に 1 h 保持後空冷である.

2.3 計装化シャルピー衝撃試験

熱処理を施した試験片を, 容量 490 J の計装化シャルピー衝撃試験機を用いて, 試験温度 $50\sim-196^{\circ}\text{C}$ で破断し, 各熱処理材の遷移挙動を求めた. 衝撃試験時の荷重-変位曲線から, 吸収エネルギー, 破壊荷重などを演算装置で計算した. 用いた演算装置の計算内容は, 荷重最大点以前の吸収エネルギー (E_i), 荷重最大点以後の吸収エネルギー (E_p), 降伏荷重 (P_y), 最大荷重 (P_m) である⁹⁾.

2.4 動的破壊靱性の測定

動的破壊靱性の測定は, Fig. 1 に示した平面ひずみ状態を促進させるための側面グループを付加した深切り欠き試験片 (切り欠き深さ比 $a/W=0.45$) を用いた. ASTM E-399 に準拠して繰り返し数 $(3\sim5)\times 10^4$ 回で疲労き裂を付加し, 最終的に a/W が 0.6 以上となるようにした後に, 計装化シャルピー試験を行い, その時の荷重-変位曲線からき裂発生エネルギーを求め Rice の式¹⁰⁾によつて J 積分値を算出した.

試験に際しては衝撃に伴う振動の影響をさげ, より正確なき裂発生エネルギーを求めるために, 試験機の容量が 50 J となるようにハンマーの持上角を設定した. なお, この時の衝撃速度は 1.7 m/s である.

2.5 静的引張試験

引張試験はインストロン型試験機を用いて, 15 および -196°C で行つた. クロスヘッド速度は 0.5 mm/min とした.

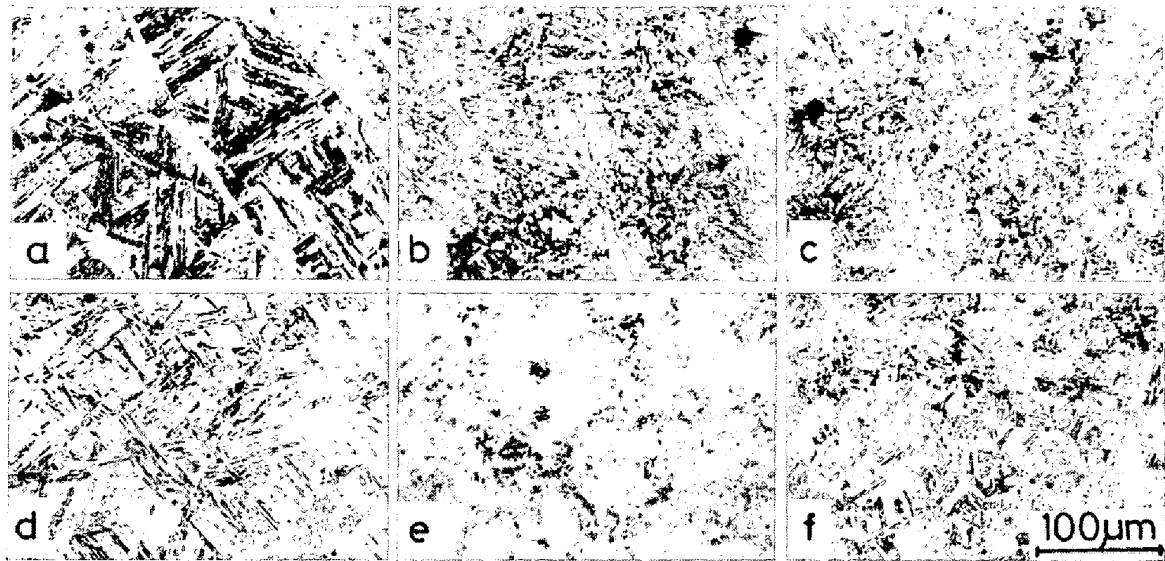
2.6 組織観察および残留オーステナイト量の測定

マイクロ組織の観察には 1% ピクリン酸アルコール溶液-塩酸の混合溶液 (混合比 100:15) を用いて試料を腐食し, 顕微鏡観察を行つた. また旧オーステナイト粒界の現出には, ピクリン酸飽和水溶液-界面活性剤 (10% ドデシルベンゼンスルホン酸ナトリウム溶液少量添加)¹¹⁾ を用いた. 残留オーステナイト量は X 線回折法によつて測定した. 対陰極は Mo, フィルターは Zr である¹²⁾. また, 破断後のシャルピー試験片を用いて, 走査型電子顕微鏡により破面観察を行つた.

3. 実験結果および考察

3.1 ミクロ組織

鋼種 B および D の焼なまし後, 焼入れ焼もどし (QT) 処理後, QLT 処理後のマイクロ組織を Photo. 1 に示す. 鋼種 B の組織中には δ -フェライトが存在する. 本供試材では δ -フェライト量は約 8% である. 各鋼種ともに QT・QLT 処理後のマイクロ組織は, 焼なまし後に



a : B (annealed), b : B (Q. T.), c : B (Q. L. T.), d : D (annealed), e : D (Q. T.), f : D (Q. L. T.)

Photo. 1. Microstructures of the steels B and D.

比べて著しく微細化している。本実験では写真上で算出した旧オーステナイト粒径は約 $30\sim 50\mu$ であつて、QT・QLT 処理材間に差は認められなかつた。光顕組織の範囲では QLT 処理が QT 処理に対して、ミクロ組織の微細化や組織の分断効果をもっていることは予想に反して示されなかつた。

また後に詳述する QLT 処理による靱性向上の一因として、L 処理時に高温焼もどしによつて生成する α -フェライトが、その後さらに焼もどし (T) を経て、じゅうぶんその靱性を回復する効果が含まれると考えられるが^{8) 13)}、その詳細については必ずしも本実験では明確にできなかつた。今後の検討課題といえる。

各熱処理段階での γ_R 量の測定結果を Fig. 3† に示す。本実験では Ni の添加、QLT 処理によつて意識的に γ_R の導入をはかり、靱性向上への γ_R の寄与を期待している。 δ -フェライトが存在する鋼種 B では γ_R は認められなかつた。他鋼種では、Ni 含有量が増加すると γ_R 量も増加している。また注意すべき点は、QLT 処理材が QT 処理材に比較して γ_R が多く、この傾向は Ni 含有量が多いほど著しいことである。

鋼種 A および B の QT・QLT 処理材の基地中の Ni の分布の X 線マイクロアナライザーによる測定結果を Fig. 4 に示す。組織中に δ -フェライトが存在する鋼種 B では、QT 処理材、QLT 処理材ともに δ -フェライト部の Ni 含有量は約 0.5% であつて、他の基地組織に比較して約 1/2 の Ni 量となつている。鋼種 B は δ -フェライトの存在のために基地の硬さが低く (鋼種 B の

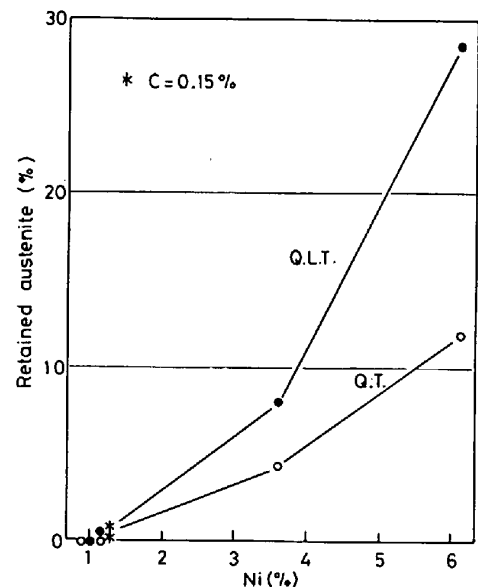


Fig. 3. Relation between Ni content and retained austenite at room temperature.

QT, QLT 処理の硬さはそれぞれ $H_B=181, 158$ 、同一 Ni 量の鋼種 A の QT, QLT 処理材はそれぞれ $H_B=222, 195$ 、後述するように鋼種 B の室温付近の高靱性の一因となつていると考えられる。ただし、 δ -フェライト部の Ni 量が低いことは、フェライト系鉄鋼材料において Ni 含有量と低温での靱性との間に比例関係があることを考慮すると、 δ -フェライト部が低温でより脆化しやすいと推測され、場合によつてはこの点注意が必要といえよう。

また、本実験では QLT 処理を行い、L 処理すなわち ($\alpha+\gamma$) 2 相温度域への加熱時に、Ni, Mn, C などの合金元素の γ 相への拡散濃化をはかり、焼もどし処理

† Fig. 3 で * 印が右肩についているものは、0.15% C の鋼種 A である。Fig. 7, 8 および 12 においても同様。

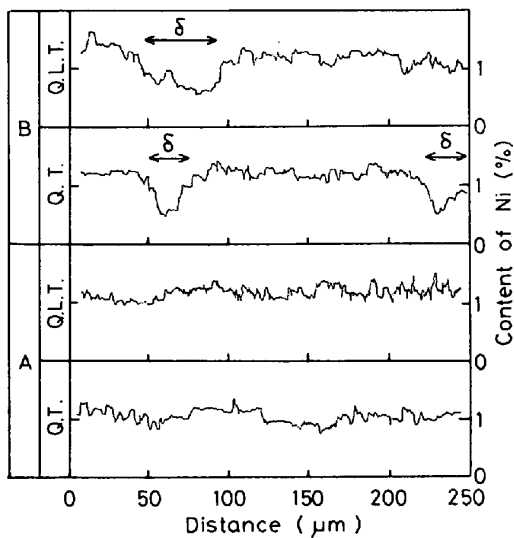


Fig. 4. EPMA results of Ni distribution in the steels A and B.

による γ_R の安定化を期待しているが、鋼種 A, B ともに、QT・QLT 処理材の間に Ni の分布状況の大きな差は見られなかつた。より高 Ni の鋼種 C, D においても同様の結果であつた。

靱性の向上に及ぼす γ_R の役割は、その量比、生成原因、分布形態、組成、安定性、基地組織との関連性などによつて複雑に影響されるが、従来より 9%Ni 鋼で代表される低温用鋼を中心として、すぐれた靱性の原因として γ_R の役割が検討されてきた。たとえば、0.1%C-9%Ni 鋼の QT 処理材では γ_R 中に 20% もの Ni を含有することが報告されている⁶⁾。さらに、経済性のために Ni を減じた 6%Ni 鋼において、本実験と同様の QLT 処理を施して高靱性のフェライトと微細でかつ安定な γ_R を含む焼もどしマルテンサイトから成る極微細混合組織を得て、9%Ni 鋼よりもすぐれた低温靱性を得ている例もある⁴⁾⁵⁾¹⁴⁾。また、Ni を添加した球状黒鉛鋳鉄において、フェライト化焼なまし材を ($\alpha+\gamma$) 変態温度域から恒温焼入れし、フェライト-ベイナイト混合組織とした時に、ベイナイト相への Ni の濃化が認められ、これによつてベイナイト相中に存在する γ_R が靱化されて低温靱性の向上に結びつくことが確かめられている¹³⁾。

本実験においても L 処理中の Ni をはじめとした合金元素の γ 相への拡散濃化によつて γ_R の安定化が生じていると予測されるが、Fig. 4 に示した結果では著しい Ni の局部的偏析は見られなかつた。これは組織中に存在する γ_R 相がきわめて微細 (おそらく薄片状) であるためと考えられ、Photo. 1 中では判別できない L 処理による効果と思われる。L 処理による微細 γ_R 相の様

相、合金元素の濃化の程度などについては、今後一層検討することが必要と考えている。

3.2 遷移特性

V 切り欠き試験片での計装化シャルピー衝撃試験による各鋼種の吸収エネルギー ($E_t = E_i + E_p$) と最大荷重 (P_m , vT_{rPm} 以下の温度では $P_m = P_f$ (脆性破壊荷重)) の遷移挙動を Fig. 5 に示す。計装化シャルピー衝撃試験では吸収エネルギーまたは破面の遷移曲線以外に種々の特性値の遷移が得られるが¹⁵⁾、本実験においては次の遷移温度を測定して検討した。すなわち、

vT_{rE} : 吸収エネルギーが upper shelf の 1/2 となる温度。

vT_{rC} : はじめて脆性破壊が出現し始める温度。

vT_{rPm} : 降伏荷重後加工硬化を示し最大荷重に到達後直ちに試験片が脆性破壊に遷移し始める温度。

vT_{rPy} : 降伏荷重点で試験片が脆性破壊する温度。

Fig. 5 を見ると、鋼種 A, B と C, D の間でとくに破壊荷重の遷移挙動に大きな差が存在する。Ni 含有量が多く、組織中に γ_R が多く存在する鋼種 C, D の遷移挙動は鋼種 A, B に比較して低温側へ大きく移動している。

1%Ni の鋼種 A, B を比較すると、0.05%C で δ -フェライトの存在する鋼種 B で吸収エネルギーが大きく、また遷移温度も低温側へと移動している。室温付近の最大荷重は鋼種 A が高い。これは高 C 含有のためである。

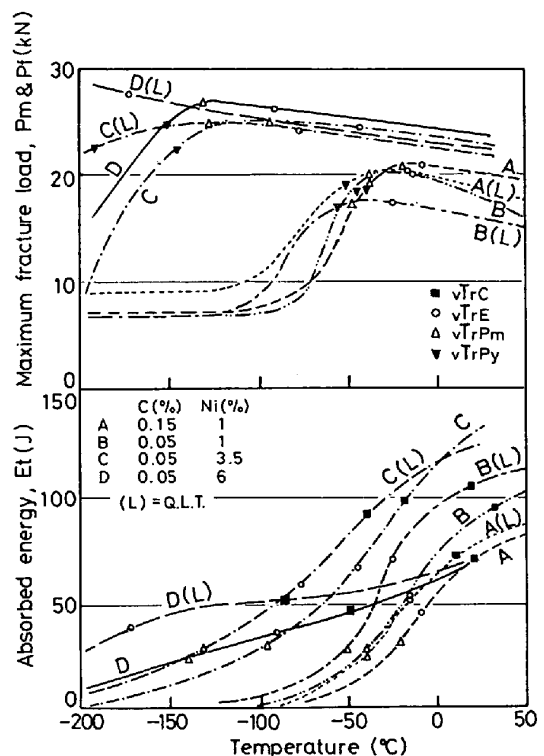


Fig. 5. Transition curves of the various steels.

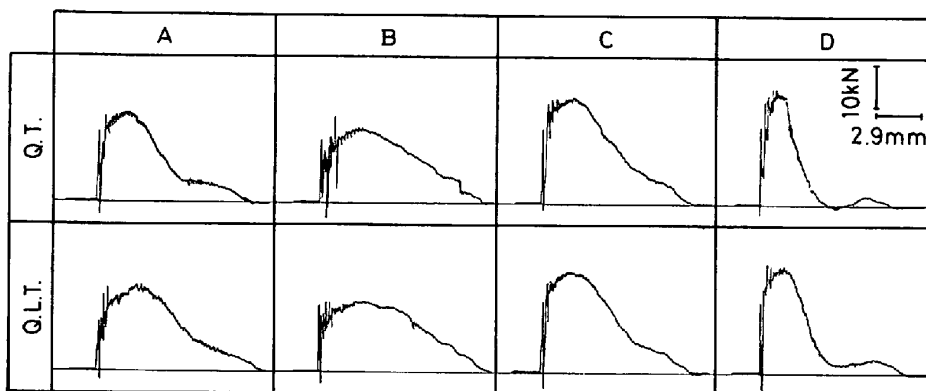


Fig. 6. Load-deflection curves of various steels at room temperature in the V-notched Charpy test.

また両鋼種の vT_{rPv} は約 -50°C であり, この温度以下ではいわゆる低応力脆性破壊となつた. 鋼種 B は低 C 含量と δ -フェライトの存在のため, 延性の改善による靱性の向上が考えられ, Fig. 6 に示した室温での荷重-変位曲線においてもすぐれた延性(変位量)が認められる.

鋼種 C, D は, 鋼種 A, B に比較して最大荷重が高く, vT_{rPm} は -100°C 以下であり, 低温での吸収エネルギーも改善されている. また室温付近では鋼種 C の吸収エネルギーが最も大きく, -100°C 以下の低温では鋼種 D がすぐれている. Ni 量の増加とともに低温靱性の改善される傾向が本実験においても認められた. また高 Ni 3Cr 鋼の室温付近の靱性(吸収エネルギー)が低 Ni 材に比較して低いことは他でも報告されている²⁾¹⁶⁾. 本実験の鋼種 D では Fig. 6 に示したように, その延性が他鋼種より劣るためである.

鋼種 A~D に共通した QLT 処理に見られる特徴は,

(1) 吸収エネルギーの増大

各鋼種の延性破壊域での最大荷重は QLT 処理によりやや低下するが, 延性の改善がそれ以上に大きいと考えられ, その結果として吸収エネルギーが増加している.

(2) 遷移温度の低温側への移動

QLT 処理による遷移温度の低温側への移動は高 Ni 材ほど大きくなるのが注目される. vT_{rE} と vT_{rPm} の Ni 含有量による変化を Fig. 7 に示す.

(3) 破面形態の変化

QLT 処理による延性破壊域での破面の特徴の変化について, 著者らの 1 人は低 Ni 3Cr 鋼ですでに報告した⁹⁾. QT 処理材では焼もどしマルテンサイト部によると考えられる非常に細かいディンプルのネットワークと, その内部のかなり深いディンプルからなる延性破面を呈するのに対して, QLT 処理材では, 上述の細かいディンプルのネットワークが減少するかほとんど認められなくなり, 通常の延性的なディンプルパターンとな

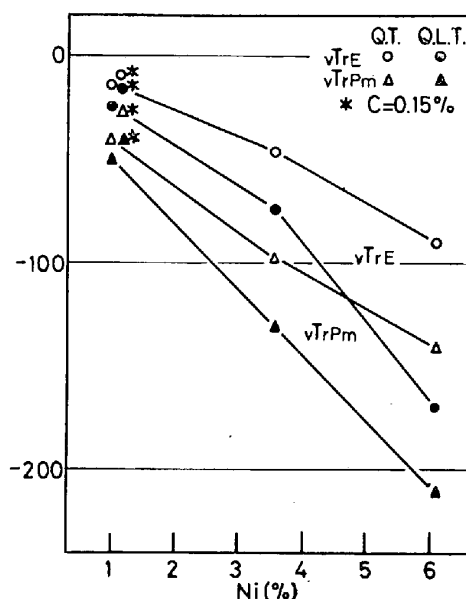
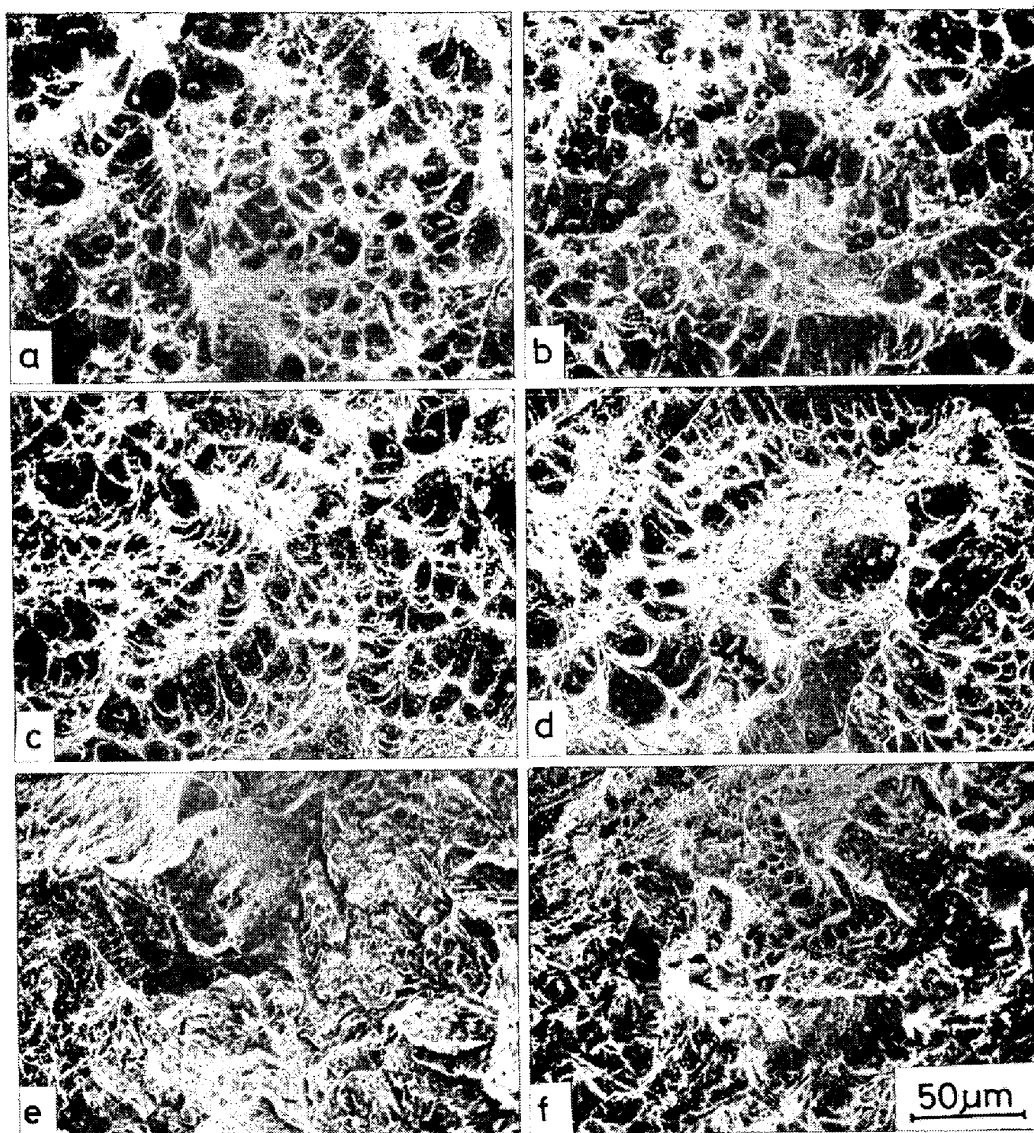


Fig. 7. Effect of Ni content on the transition temperatures.

る. この QLT 処理の破面は L 処理と焼もどし処理の 2 段にわたる高温での焼もどし効果によつて, じゆうぶんに靱性を回復したフェライト部での破面と推定された⁹⁾. 本実験においては 1%Ni の鋼種 A, B にこのような傾向を認めた. 鋼種 B の延性域での破面を Photo. 2 (a)(b) に示す. 一方, 高 Ni の鋼種 C, D の延性域での破面形態の QLT 処理による変化には, 上述の鋼種 A および B の場合とはやや異なる傾向が認められた. フェライト部とされる比較的大きなディンプルパターンについては, 鋼種 C, D においても QLT 処理によつてより延性に富む形状に変化するのが認められたが, 直径約 1μ 以下の細かいディンプルパターンはむしろ増加する傾向があつた. これは鋼種 C, D の組織中に存在する γ_R との関連が考えられる. すなわち, 加工誘起変態によつて γ_R の一部がマルテンサイトへと変態するために, QLT 処理による γ_R 量の増加につれて破面形態が変



a: B (Q. T.) at 50°C, b: B (Q. L. T.) at 50°C, c: B (Q. T.) at 15°C, d: D (Q. L. T.) at 15°C,
e: A (Q. T.) at -196°C, f: D (Q. L. T.) at -196°C

Photo. 2. Microfractographs of the steels.

化していると推測される。鋼種 D の延性域での破面を Photo. 2(c)(d) に示す。また低温での脆性破壊時の破面観察では、鋼種 A の QT 処理材は Photo. 2(e) に示されるように、粒界割れが破面中に認められるのに対し、QLT 処理材ではほとんど観察されなかつた。これは QLT 処理が粒界割れ防止、焼もどし脆性防止効果を有することを示すものである。また、本実験中で最も低温靱性のすぐれていた鋼種 D の QLT 処理材は、Photo. 2(f) に示されるように -196°C においてもディンプル状の破面が存在している。

本実験では 13Cr 鋼の靱性改善のために Ni を添加し、さらに QLT 処理を施すことによつて加工ならびに温度に対して安定な γ_R を多量に導入して、とくに低温下で靱性の改善をはかつた。本実験で組織中に導入し

た γ_R は Fig. 3 に示されるように、高 Ni 材で多く、さらに QLT 処理によつて増加している。計装化シャルピー衝撃試験で得られた各種の遷移温度と室温での組織中の γ_R 量との関係を Fig. 8 に示す。3.5%Ni の C, 6%Ni の D においては、QT, QLT 処理の区別なく γ_R 量と vT_{RC} , vT_{RE} , vT_{RPM} の間によい相関性がみられる。また vT_{RPY} でも γ_R 量の増加にともなつて遷移温度の低温側への移動がみられるが、3.5%Ni の QLT 処理材と 6%Ni の QT 処理材とを比較すると、遷移温度と γ_R 量との間の関係が逆転している。このことは低温まで組織中で安定に存在する γ_R 量との関係が重要であることを示唆している。いま -196°C で試験した後のシャルピー試験片の切り欠きから離れていて加工の影響を受けていない部分での γ_R 量を Fig. 9 に示

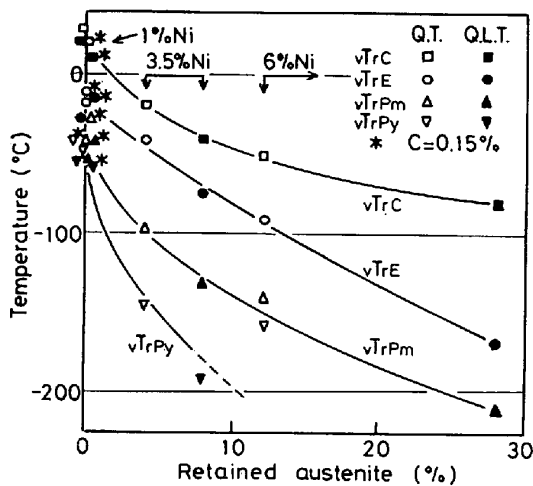


Fig. 8. Relations between retained austenite at room temperature and various transition temperatures.

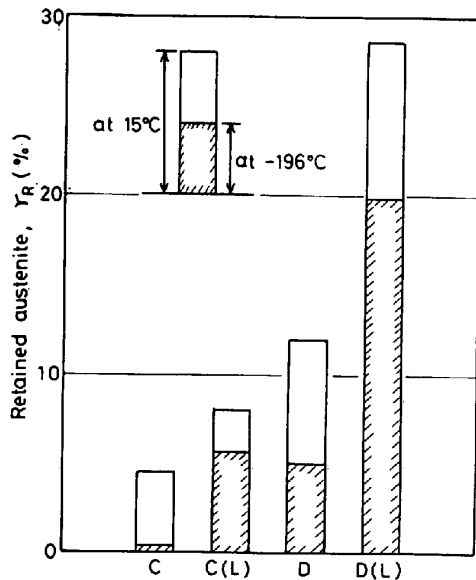


Fig. 9. Retained austenite in the Charpy specimen tested at 15 and -196°C . (L)=Q. L. T.

す。 -196°C で試験された試験片中の γ_R は -196°C のサブゼロ処理に等しい処理を経た後にも残留しているものであるから、組織中に導入された γ_R の中でもより安定なものの量を示していると考えられる。さらに室温での測定結果 (Fig. 3) との比較によって、各熱処理での γ_R の安定性も示唆されると考えられる。 -196°C では 6%Ni の鋼種 D の QLT 処理材が最も γ_R が多く、次に 3.5%Ni の鋼種 C の QLT 処理材、D の QT 処理材の順であつて、C の QT 処理材ではほとんど γ_R が認められなかつた。また室温と -196°C を比較して γ_R の減少率を考えると、QLT 処理材は QT 処理材より γ_R の減少率が小さく、QLT 処理によつて導入された γ_R がより安定であることが推定される。このよ

うなことから Fig. 8 における vT_{rPy} のような低温側での遷移温度基準と室温での γ_R 量との関係を比較した場合には、上述の逆転現象が見られることが理解される。低温靱性の向上には γ_R の安定性が重要であることを示すものである。

γ_R が靱性の改善に有効である理由としては、 γ_R 自体の靱性、旧オーステナイト粒界に析出した γ_R による焼もどし脆性 (粒界割れ) 防止効果、組織の微細分断効果、 γ_R の変態誘起塑性 (TRIP) による靱性向上などが考えられる。このうち、いわゆる TRIP 効果による低温靱性の向上に本実験での γ_R が寄与しているかどうかを明らかにすることは難しい。しかし前述した破面で γ_R の増加につれ靱性が向上し、マルテンサイト部での割れが認められる点や、鋼種 C, D においては後述するように静的引張試験下で TRIP 効果が認められること、また鋼種 D の QLT 処理材は低温下での遷移曲線が TRIP 効果によるピークを示してはいないもの $-100 \sim -150^{\circ}\text{C}$ 付近での靱性が良いことなどから、本実験における動的条件下でも γ_R の TRIP 効果が効いているものと推論される。

3.3 破壊靱性

動的破壊靱性 (J 積分値) の 15 および -40°C での測定結果を Fig. 10 に示す。図中斜線部の測定値は LANDES ら¹⁷⁾ の平面歪の条件式を満足し一応 J_{1d} (動的な J_{Ic}) と見なされたものである。本実験のように動的 J 積分値を求める時には、き裂発生点の正確な位置の確認が容易ではない。そこで本実験では、著者らの研究

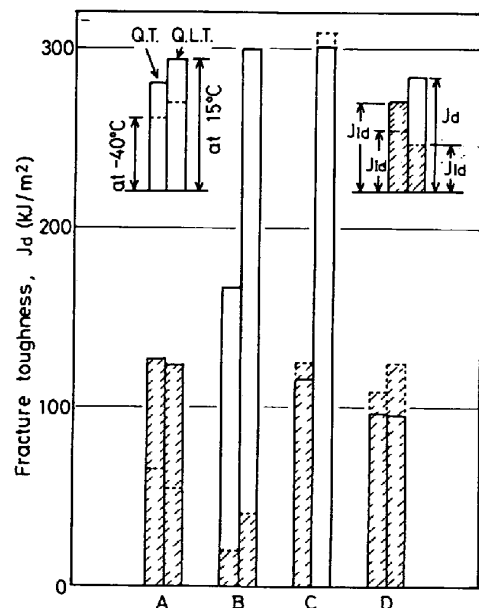


Fig. 10. Dynamic fracture toughness of the steels at 15 and -40°C .

室の従来の研究⁹⁾¹⁸⁾ から次のよういき裂発生エネルギーを仮定し J 積分値を算出した. すなわち, 試験片が延性破壊する場合には荷重-変位曲線の最大荷重点までの吸収エネルギーに 0.8 を乗じたものをいき裂発生エネルギーとした. 試験片が荷重-変位曲線の最大荷重点以前で脆性破壊する場合には, 脆性破壊の発生までの吸収エネルギーをいき裂発生エネルギーとした. いき裂発生点が材料特性や塑性拘束度などによつて変化することは当然予想されるが¹⁹⁾, 本実験では簡便法として上述のような仮定を用いた.

15°C での J 積分値は鋼種 A, D では QT 処理材が QLT 処理材に比較してわずかに大きい, 鋼種 B, C では逆に QLT 処理材で大きく増加している. これは QLT 処理を施すことにより, 鋼種 A, D では強度の低下はやや認められるが最大荷重点までの変位量が大きくは変化しないのに対し, 鋼種 B, C では相対的に著しく高変位側へと移動するためである. 鋼種 C, D の J 積分試験時の荷重-変位曲線を Fig. 11 に示す. 鋼種 B, C での QLT 処理による J 積分値の増加は, この値が J_d 値でありその信頼性に問題はあつたものの, QLT 処理による特性変化を示すものとして注目される. また, ここでの値が Fig. 5 におけるシャルピー試験の結果と必ずしも対応しない点や, B, C 材のみに QLT 処理の有効性が認められる点なども重要であるが, このような点の検討はむしろ今後の問題といえよう.

一方 -40°C において鋼種 A, B の J 積分値は 15°C に比較して大きく減少した. 鋼種 C, D の J 積分値は 15°C に比較してむしろ増加したが, これは試験片が依然として延性破壊しているために衝撃荷重の増加が J 積分値の増加に寄与したことによる.

3.4 引張特性

15°C での Ni 含有量による静的引張特性の変化を Fig. 12 に示す. Ni 含有量の増加とともに, 引張強さ, 0.2% 耐力は増加している. また, 一様伸び, 全伸びは

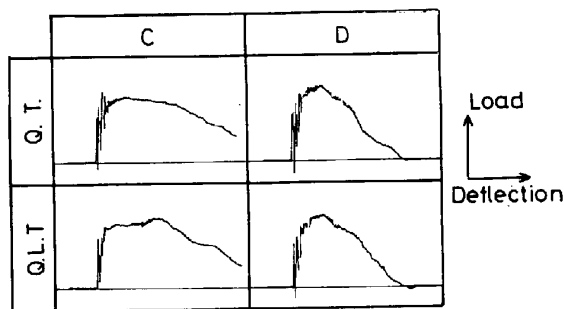


Fig. 11. Schematic load-deflection curves in the dynamic fracture toughness test at 15°C.

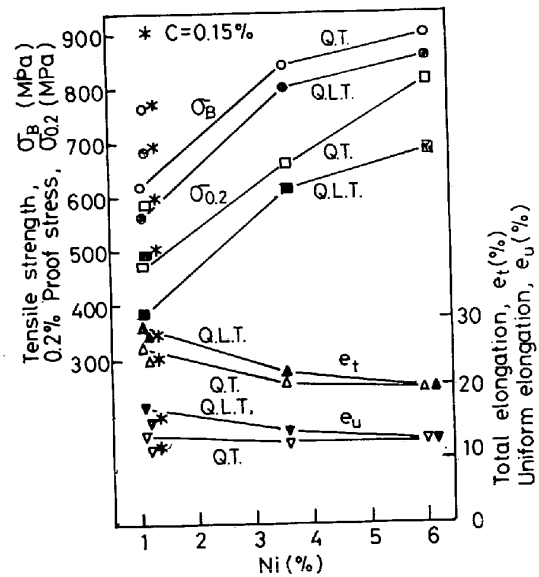


Fig. 12. Effect of Ni content on the tensile properties at 15°C.

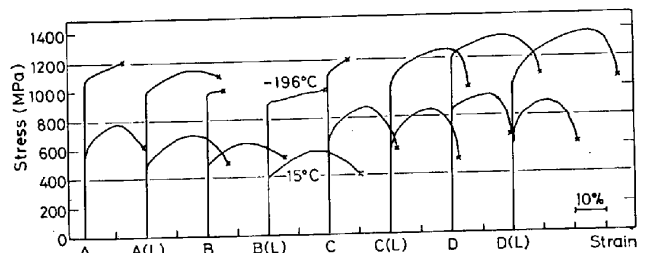


Fig. 13. Stress-strain curves of the steels at 15 and -196°C.

逆に低下している. 各鋼種ともに QLT 処理材は QT 処理材に比較して, 強度はやや低下するものの延性は向上している. また延性の向上は低 Ni 材ほど大きく, 伸びの改善はそのほとんどが一様伸びの増加によるものである.

本実験では QLT 処理を施し, 組織中に γ_R を多量に導入して低温下での靱性改善を図つた. したがつて -196°C においても引張試験を行つて 15°C における効果と比較し, QLT 処理や γ_R の低温での静的引張特性におよぼす影響を検討した. 15 および -196°C での各鋼種の公称応力-ひずみ曲線を Fig. 13 に示す. 鋼種 A, B は -196°C において強度は上昇しているが伸びは低下している. しかし -196°C においては QLT 処理材は QT 処理材に比較して伸びが著しく改善されている. 一方, 鋼種 C の QLT 処理材, 鋼種 D の QT および QLT 処理材は -196°C において強度, 伸びともに上昇している. いま引張試験後の試験片 (一様伸び部) 中の γ_R の測定結果を Fig. 14 に示す. 15°C での引張変形による γ_R の減少は温度低下によるもの (Fig.

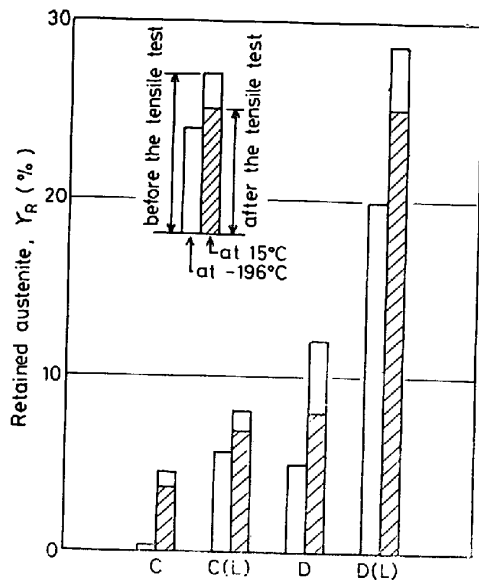


Fig. 14. Retained austenite in the tensile specimen after the tensile test. (L) = Q. L. T.

9) に比較して少なく、室温付近では γ_R が加工に対して比較的安定であることを示している。一方、 -196°C での引張試験後に γ_R は認められず、低温での加工による γ_R の変態量の大きなものが -196°C での引張特性値の向上に結びついているのがわかる。これらは組織中の γ_R による TRIP 効果が寄与していることを示している。このように極低温下での静的負荷に対し TRIP 効果をもつ γ_R は、当然前述したように衝撃時の靱性改善についても何らかの寄与をするものと推定される。

4. 結 言

Ni 添加 13 クロムステンレス鋼の通常の焼入れ焼もどしの中に $(\alpha + \gamma)$ 2 相温度域から焼入れを行う QLT 処理を施し、その強靱化におよぼす影響について実験を行い、次の結果を得た。

(1) QLT 処理材は一般の焼入れ焼もどし材に比較して強度はやや低下するが、延性、靱性はともに向上し、また遷移温度も著しく低温側へ移動した。

(2) シャルピー試験による評価では Ni 含有量の増加にともなつて QLT 処理による低温下での靱性の改

善、遷移温度の低温側への移動などが顕著となる。

(3) 動的破壊靱性の結果も QLT 処理の有効性を示したが、必ずしもシャルピー試験の結果と対応はしなかつた。このような点については今後なお検討の余地がある。

(4) 高 Ni 材での QLT 処理による靱性改善の理由として、組織中に極めて微細な残留オーステナイトが多量に導入され、さらにその安定性も増すことが示された。また、高 Ni 材では残留オーステナイトが加工により変態する際の変態誘起塑性効果が寄与していることも推定された。

文 献

- 1) 徳田 昭, 熊田有宏, 中川嘉一: 日本製鋼所技報, 21 (1970), p. 3142
- 2) 伏見次男, 大島俊彦: 日立評論, 54 (1972), p. 67
- 3) 桜井 浩: 金属, 32 (1972) 3, p. 72
- 4) 矢野清之助, 桜井 浩, 三村 宏, 脇田信雄, 小沢 勉, 青木宏一: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 752
- 5) 山田 真, 新倉正和, 田中淳一, 市之瀬弘之: 鉄と鋼, 61 (1975) 2, A41
- 6) 瀬川 清, 長嶋晋一, 関野昌蔵, 島田春夫, 横大路照夫: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1468
- 7) 須藤 一: 日本金属学会報, 14 (1975), p. 681
- 8) 西 成基, 小林俊郎, 近藤雅博: 鋳物, 51 (1979), p. 389
- 9) 小林俊郎, 松原 等, 上田倣完: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2216
- 10) J. R. RICE, P. C. PARIS, and J. G. MERKLE: ASTM, STP 536 (1973), p. 231
- 11) 榎本雅己, 宋 森弘, 山田邦博, 清水真佐男: 日本機械学会論文集, 40 (1974), p. 407
- 12) R. L. MILLER: Trans. ASM, 57 (1964), p. 892
- 13) 小林俊郎, 橋 敬: 日本金属学会誌, 45 (1981), p. 155
- 14) P. STRATMANN, E. HORNBÖGEN: Stahl u. Eisen, 99 (1979), p. 643
- 15) 小林俊郎: 日本金属学会報, 12 (1973), p. 546
- 16) 川本英之, 大橋達夫, 沢田 進: 鉄と鋼, 65 (1979), S1036
- 17) J. D. LANDES, J. A. BEGLEY: ASTM, STP 560 (1974), p. 170
- 18) 小林俊郎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1460
- 19) 小林俊郎, 松原 等: 未発表(鉄と鋼に投稿予定)