

論文

© 1983 ISIJ

5.5%Ni 系鋼における焼もどし温度からの
徐冷による脆化長井 寿*・柴田浩司*²・村上雅人*³・藤田利夫*²Embrittlement of 5.5%Ni Steels on Slow Cooling from the
Final Tempering

Kotobu NAGAI, Koji SHIBATA, Masato MURAKAMI, and Toshio FUJITA

Synopsis :

The embrittlement on slow cooling was studied in the intercritically heat treated cryogenic nickel steels which contain reverted austenites. The 5.5% Ni steels with different Mo and Cr contents were QLT treated and reheated at 600°C for 20 min and then slow cooled at a rate of about 0.2 K/min to the temperatures at which the slow cooling was interrupted by water quenching.

Three types of embrittlement took place on slow cooling, depending on chemical compositions and interrupted temperatures. Intergranular failure was a characteristic feature of the embrittlement in Mo free and 0.4 Mo steels and this was attributable to temper embrittlement. In the cases of 0.2 and 0.8 Mo steels, no intergranular fracture was observed and quasi-cleavage fracture became more dominant with a decrease in the intermediate-quenching temperature. As the cooling proceeded the yield strength decreased or remained in a low level at first and increased gradually and reached a constant level. This may be concerned with the change in the stability of reverted austenite on slow cooling. For 0.6Cr-0.4 and 0.8Mo steels, martensitic transformation of the unstable austenite appeared to occur at low tensile stress level and decrease both yield strength and toughness.

1. 結 言

いわゆる高温焼もどし脆性の現れる温度域を徐冷する際に、不純物元素の粒界への拡散・偏析以外に、鋼種によつては、析出、残留オーステナイト相 (γ_R) の増減もしくは安定化・不安定化などの種々の現象が生じ、それらが徐冷による脆化になんらかの影響を及ぼす可能性が考えられる。

9% Ni 鋼¹⁾、5.5% Ni 鋼²⁾³⁾においても、焼もどし温度からの徐冷によつて衝撃値が低下する。9% Ni 鋼については大岡ら¹⁾の報告があるが、この現象についての詳しい検討は他にほとんどなされていない。

そこで、本研究では市販 5.5% Ni 鋼を基本成分系として、合金元素 Cr, Mo の含有量を変化させた鋼種で、この系の鋼の低温靱性を著しく改善する QLT 処理³⁾を施した後さらに徐冷処理を加えた場合のシャルピー吸収エネルギーの低下について詳細な検討を加えた。

2. 実験方法

供試材は、Table 1 に示した 7 鋼種である。これらは、高純度原料を用い、真空誘導溶解炉で溶製した。脱酸は、Ni-Ca および Al によつて行つた。S2 が 5.5% Ni 鋼の基本成分系である。S1~S4 は、Cr を 0.6% として Mo を 0~0.8% の範囲で変化させてある。S5, S6 は、Mo を 0.2% としてそれぞれ Cr を 0.3, 0% と減じてある。S7 は、Cr, Mo とともに無添加としたものである。

鑄塊を 1200°C で熱間鍛造後、1200°C から熱間圧延によつて 14 mm 厚の板材、10 mm 径の丸棒にした。それぞれから、JIS 4号 Vノッチシャルピー試験片 (T-L 方向) と平行部直径 4 mm、平行部長さ 20 mm の丸棒引張試験片を作製した。又、変形中の γ_R 量の変化を調べるために平行部直径 7 mm の引張試験片も作製した。

これらの試験片について、Q (800°C 1 h, 水冷), L

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 3 月 5 日受付 (Received Mar. 5, 1982)

* 東京大学工学部 (現: 金属材料技術研究所筑波支所) 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, Now Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakuramura Niihari-gun 305)

*² 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

*³ 東京大学大学院 (Graduate School, The University of Tokyo)

Table 1. Chemical compositions of the steels in the present work in weight %.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Ca*	N*	O*
S 1	0.07	0.28	1.20	0.003	0.007	5.64	0.60	—	0.023	76	40	46
S 2	0.08	0.28	1.19	0.004	0.005	5.74	0.63	0.21	0.037	26	42	37
S 3	0.08	0.29	1.25	0.003	0.007	5.64	0.61	0.40	0.023	76	32	38
S 4	0.07	0.27	1.24	0.003	0.006	5.64	0.62	0.79	0.023	76	38	36
S 5	0.07	0.29	1.19	0.004	0.005	5.80	0.27	0.22	0.038	30	43	31
S 6	0.07	0.28	1.19	0.003	0.005	5.79	—	0.22	0.042	25	45	35
S 7	0.07	0.29	1.19	0.003	0.005	5.87	—	—	0.043	25	43	37

* : in ppm, — : less than 0.01%

(670°C 1h, 水冷), T(600°C 1h, 水冷)の熱処理(ここまでの熱処理を施したものを以下 QLT 600 材とする)を行つたのち, さらに 600°C に 20 min 加熱し, 12.5 K/h(約 0.2 K/min)の徐冷処理を加えた. 徐冷途中の温度から水冷したものについて, -196°C でのシャルピー吸収エネルギー, 引張特性を求めた. 走査電子顕微鏡による破面観察, 透過電子顕微鏡による微視組織観察, X線による γ_R の定量もあわせて行つた.

また, 徐冷中の固溶C量[†]の変化は -196°C で 7% 子歪み後, 100°C で 20 min 時効し, 再度 -196°C で引張変形した場合の流動応力の増加¹⁾⁴⁾($\Delta\sigma$)から求めた.

3. 結果および考察

3.1 徐冷中の諸性質の変化

徐冷中の吸収エネルギー (E), 降伏強さ (σ_y), 引張強さ (σ_B), $\Delta\sigma$ および破面率の変化を各鋼種別に, Fig. 1(a)~(g) に示す. ここで σ_y は 0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$) もしくは, 下降伏応力 (σ_{1y}) で評価した. また, 図中の破面率の部分に pine-cone (p) とある破面は, 焼もどし脆性に起因する 粒界破面の一種である⁹⁾. Photo. 1 に S 1 について, 徐冷の各段階で現れる脆性破面を示したが, 徐冷の進行に伴つて pine-cone 破面が優勢となつている.

鋼種によつて程度の違いがあるが, 吸収エネルギーは一般に徐冷によつて低下する. その低下は多くの場合 550~500°C 温度域から生じて, 450~400°C 温度域まで続く. 200°C から室温までに 5 kgf-m 以上吸収エネルギーが低下する場合があるが, それは S 5, S 6 に限られる. 吸収エネルギーの低下を破面率の変化と対応させてみると, 擬へき開破面の増加によるもの (S 2, S 4, S 5, S 6) と pine-cone 破面の増加によるもの (S 1, S 3, S 7) に分類される. 前者は Mo 量が 0.2, 0.8% のもので, 後者は 0, 0.4% のものである. また, Cr の低減は脆性破面率(c)を低下させている.

σ_B は徐冷中に大きな変化を示さず, QLT 600 材と

[†] 厳密には固溶 (C+N) 量であるが, Nについては全量がCに比べ少ないので近似的に無視した.

室温までの徐冷材の σ_B にはほとんど差が認められない. それに対して, σ_y は徐冷中にいつたん低下し, 再び上昇する傾向が認められる. その変化の程度は, 0~0.3% Cr 鋼で小さく, 0.6% Cr 鋼で大きい. また, QLT 600 材で降伏降下がない場合でも, 徐冷中に降伏降下が現れるようになる.

徐冷中の $\Delta\sigma$ の変化については, Cr, Mo 無添加の S 7 で最も顕著な低下が観察されるが, 0.6% Cr 鋼ではほとんど変化がない. Cr, Mo 量の比較的少ない S 5, S 6(ともに 0.2% Mo) では, わずかな低下が観察され, その度合は Cr 無添加の S 6 の方が大きい. $\Delta\sigma$ の低下と吸収エネルギー低下に対応関係が認められるのは S 7 のみで, S 7 と同様 pine-cone の出現によつて吸収エネルギーが低下した S 1, S 3 では認められない.

3.2 σ_y の増加と吸収エネルギー低下

一般に σ_y の増加はへき開破壊強度の相対的低下をもたらす⁶⁾と考えられている. S 2, S 4, S 5, S 6 では徐冷により擬へき開破面が増加しており, これらの鋼種における徐冷中の靱性低下は σ_y の増加によつていところが多いと考えられる. S 2 では 500°C 付近からの σ_y の上昇と対応して擬へき開破面率が増加し, それに伴つて吸収エネルギーが低下する. σ_y の増加は 350°C でほぼ飽和しており, その温度で吸収エネルギーの低下は終了している. S 5, S 6 における 200°C 付近までの吸収エネルギーの低下はわずかなものであるが, やはり σ_y の増加と対応関係がみられる. S 4 については, 600°C から 400°C までの吸収エネルギー変化は複雑で, この温度域では上で述べた対応関係は認められず, σ_y の低下にかかわらず吸収エネルギーがいつたん低下する現象が観察される.

pine-cone 破面を伴う場合 (S 1, S 3, S 7) においては, σ_y の変化のみから吸収エネルギーの変化を説明することはできない. すなわち, S 1, S 3, S 7 で吸収エネルギーの低下が始まるのは, それぞれ 550°C, 600°C, 550°C であるが, σ_y の上昇開始は 500°C, 500°C, 450°C であり, σ_y 低下中からすでに脆化が始まつている.

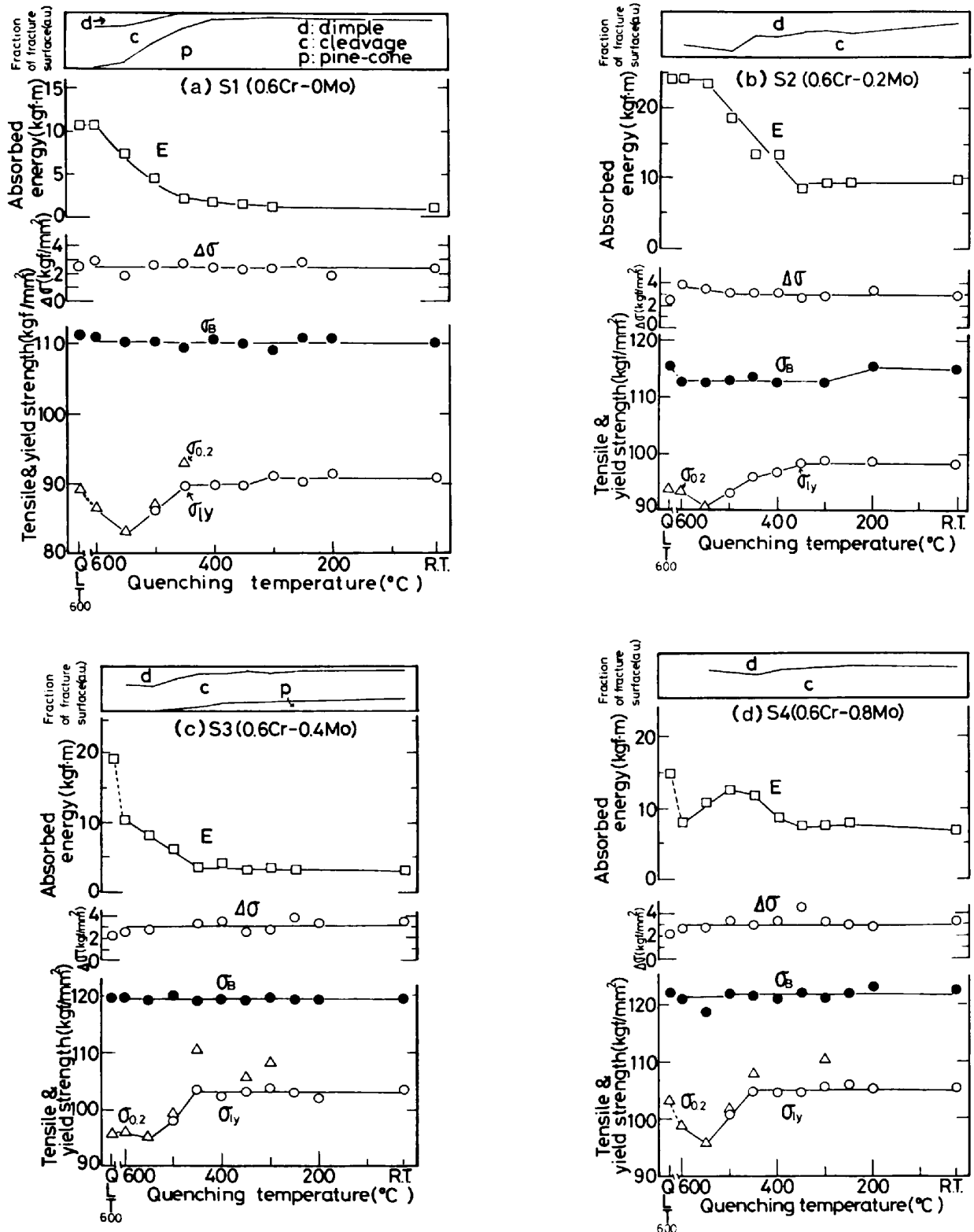


Fig. 1. Continued on next page.

これらの中で S1, S7 では、吸収エネルギーの低下開始が pine-cone 破面出現と対応しているが、S3 では pine-cone 出現前の σ_y 低下中にも吸収エネルギーの大きな低下が観察される。

これらの鋼種においても、 σ_y の上昇の飽和と吸収エネルギーの低下の終了には良い一致が認められる。たとえば、S7 では 400°C で pine-cone 破面率がほとんど飽和するにもかかわらず、 σ_y の上昇が終わる 300°C ま

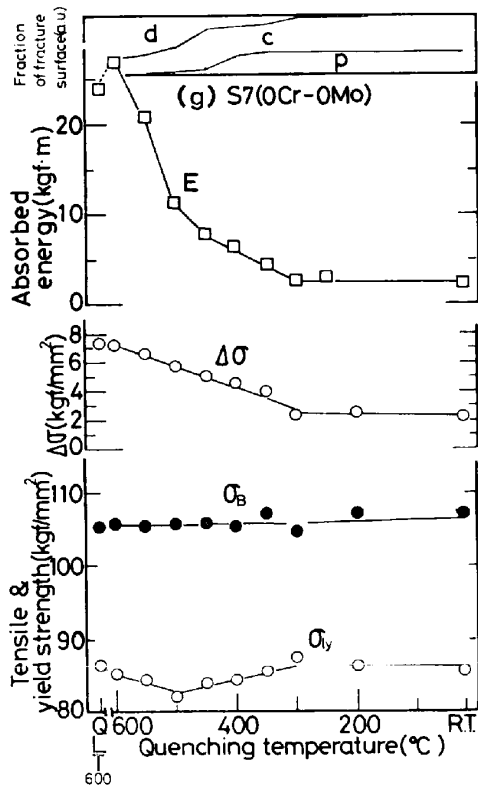
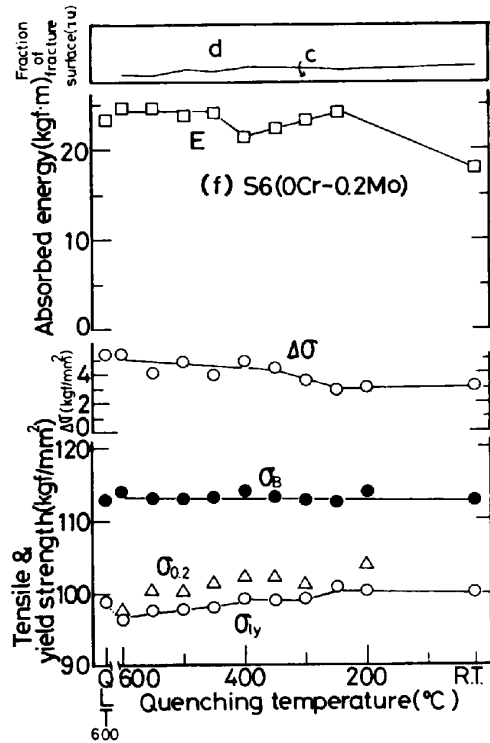
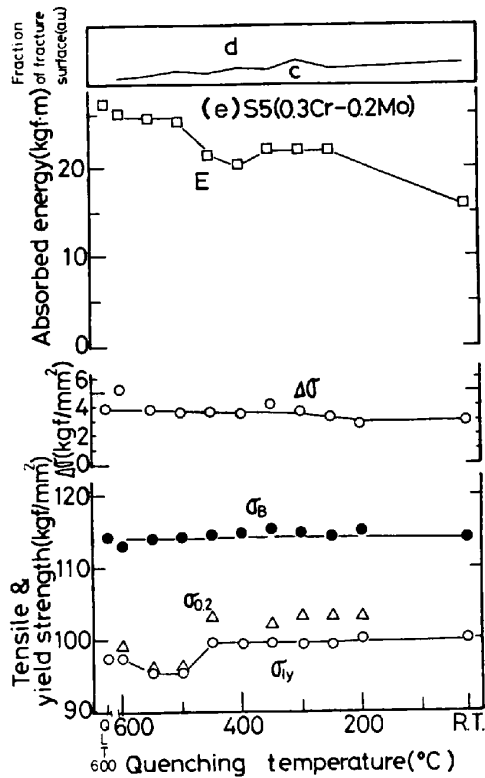


Fig. 1. Variations of absorbed energy, tensile properties, $\Delta\sigma$, and fraction of fracture surfaces in 5.5 Ni steels with intermediate-quenching temperature : (a) S1 (0.6 Cr-0 Mo), (b) S2 (0.6 Cr-0.2 Mo), (c) S3 (0.6 Cr-0.4 Mo), (d) S4 (0.6 Cr-0.8 Mo), (e) S5 (0.3 Cr-0.2 Mo), (f) S6 (0 Cr-0.2 Mo), and (g) S7 (0 Cr-0 Mo).

以上、5.5% Ni 鋼の徐冷による脆化には、3つの異なる脆化現象が観察される。すなわち、1) 焼もどし脆性に特徴的な粒界破壊（ここでは pine-cone 破面）による脆化、2) σ_y の増加と対応した擬へき開破面の増加による脆化、3) 徐冷初期における、 σ_y の低下を伴う擬へき開破壊による脆化である。2) の脆化は多かれ少なかれすべての鋼種で観察されるが、1) は 0, 0.4% Mo 鋼でのみ、3) は 0.6%Cr-0.4, 0.8% Mo 鋼でのみ観察される。

以下、徐冷中の諸現象と上述の脆化との関連について考察する。

3.3 高温側での徐冷による σ_y の低下について

徐冷の初期に QLT 600 材に比して σ_y が低下する現象にはいくつかの特徴がある。すなわち、1) QLT 600 材の荷重-伸び曲線に降伏降下が現れない場合に、一般に低下が顕著である。QLT 600 材に降伏降下がないのは、0.6% Cr 鋼である。2) 徐冷中の降伏降下出現によつて σ_y の低下は終了し、上昇に転じる。QLT 600 材から降伏降下が現れるのは 0, 0.3% Cr 鋼で、この場合 σ_y の低下は小さいかほとんどない。3) σ_B には変

で吸収エネルギーの低下が続く。これは、主として 550 ~ 400°C で pine-cone 破面が急速に増加することによる脆化と σ_y の増加による脆化が、これらの鋼種では重なりあっているためと考えられる。

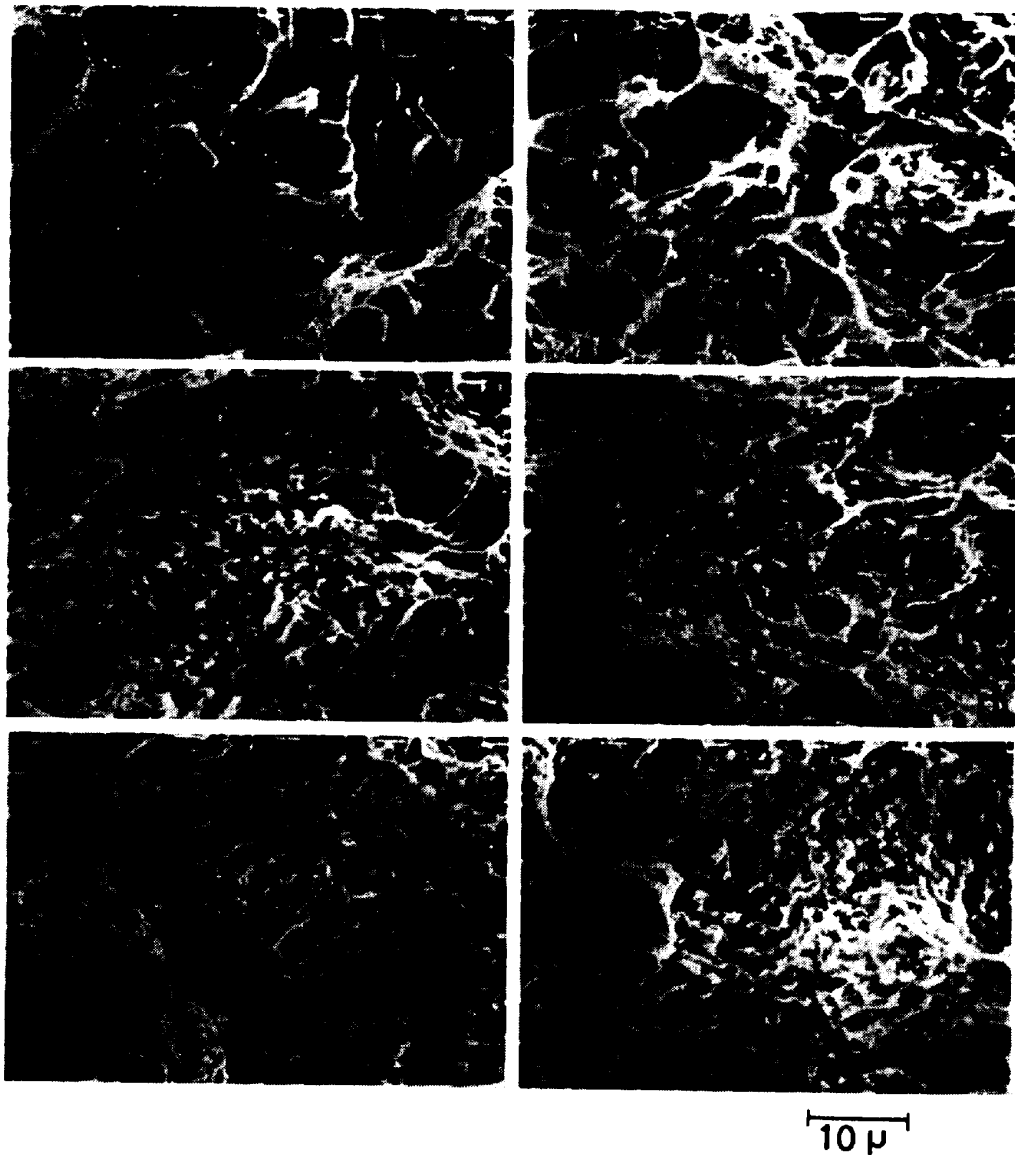


Photo. 1. Scanning electron micrographs of brittle fracture surfaces of slow-cooled and then quenched from (A) 600°C, (B) 550°C, (C) 500°C, (D) 450°C, (E) 350°C, and (F) 300°C.

化が認められないなどである。

Fig. 2 は、S3 の QLT 600 材、550°C までの徐冷材および 425°C までの徐冷材の、真歪み 8% までの真応力-真歪み曲線である。これから明らかなように、応力-歪み曲線は真歪みで 3% 程度までは徐冷条件によって大きく変化しているが、3% 以後に大きな差がみられない。これは、 σ_B が徐冷によって変化しないことと対応しており、 σ_y の低下が 3% 以内のごく小さい歪み範囲に限られた現象と関連していることを示している。

σ_y を低下させるいくつかの機構を考えてみると、A) 焼もどしの進行によるマトリクスの回復・軟化、B) 析出物の粗大化・再固溶、C) 逆変態による軟質相としての γ_R の増加、D) γ_R が不安定化し、変形初期もしくは低応力でのマルテンサイト変態による応力緩和、E)

逆変態によって不安定 γ 相が増え、冷却時マルテンサイト変態することによって導入される可動転位の増加などが挙げられる。このうち A) B) については、 σ_B の変化がないことを説明できないのでまず除外される。

Fig. 3 は S3 の徐冷中の γ_R (-196°C) 量の変化、および -196°C と室温の σ_y , σ_B の変化を比較して示したものである。室温の σ_y , σ_B については、-196°C と室温の σ_B が同水準となるように、0.66 で除した値を示している。これによると、 γ_R 量は 600°C 20 min 加熱によって増加しているが、徐冷中にはほとんど変化がない。別に調べた結果では -196°C への深冷前後で γ_R 量の差は認められなかった。室温においても徐冷中の σ_B の変化は観察されないが、 σ_y の徐冷中の変化は小さくなっている。しかし、降伏降下の有無については

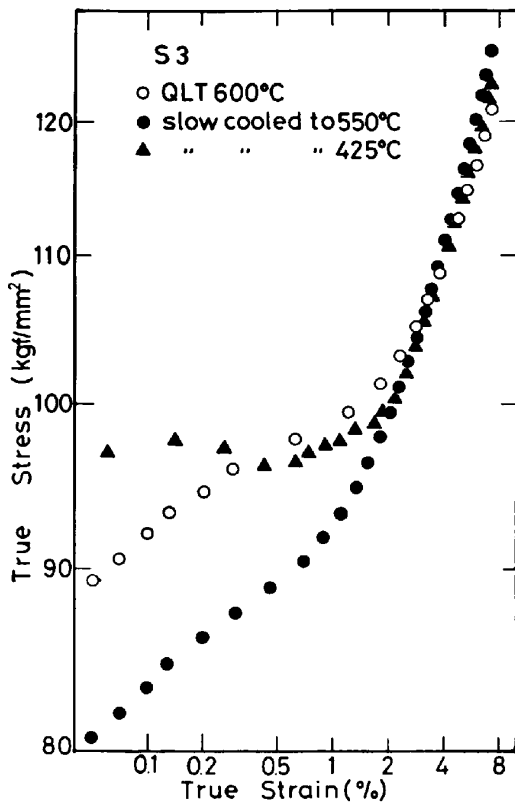
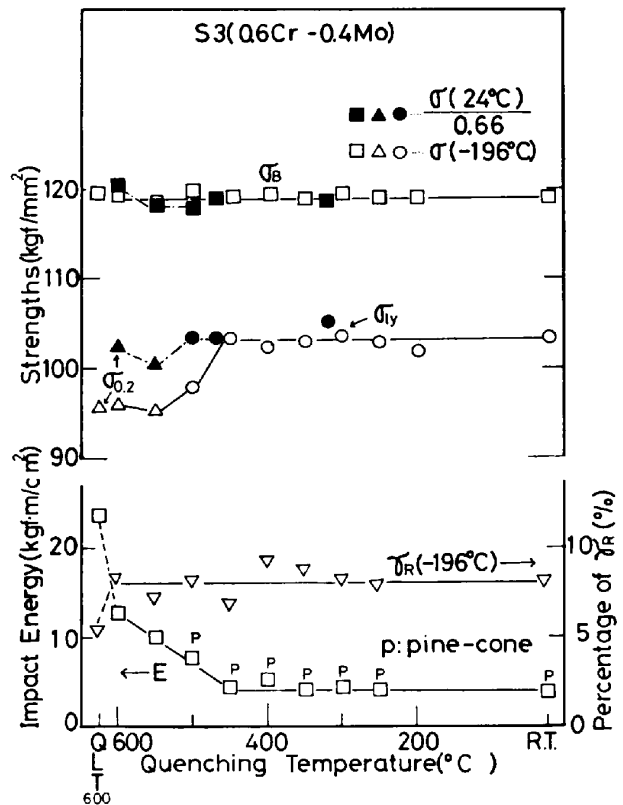


Fig. 2. True strain-true stress curves of S3

室温と -196°C で差異はない。

Fig. 4 は (a) が S1, (b) が S3 について、図中に示した徐冷材における -196°C での引張変形中 (平行部 $7\text{mm}\phi$ の試験片) の γ_{R} 量の変化を引張応力の関数として示したものである。図中に示した $\sigma_{0.2}$, σ_{1y} の値, γ_{R} 量が Fig. 1, Fig. 3 に示した値と若干異なる場合があるが、これは $7\text{mm}\phi$ 試験片の場合には、熱処理を加工前 ($10\text{mm}\phi$ 丸棒) に行つたことに主に起因していると考えられる。しかし、それらの徐冷中の変化の傾向は同じで、ここでの議論には支障がない。この図からわかることは、相対的に低 σ_y のものは低応力から、高 σ_y のものは高応力からマルテンサイト変態が始まるということである。例えば S3 では、QLT 600 材の σ_y は相対的に高 σ_y 側にある。550°C 材から γ_{R} は増えているが、550°C 材の σ_y は低く低応力から変態が認められる。さらに 450°C まで徐冷すると γ_{R} 量は 550°C 材と変わらないが、低応力での変態が抑制され高い σ_y となつている。

以上から判断すると、徐冷初期の σ_y の低下は -196°C において γ_{R} が低応力で変態するため σ_y を低下させる機構 (D) によると考えられる。室温では γ_{R} が -196°C に比して相対的に安定であるので、Fig. 3 のように σ_y の低下は小さくなると考えられる。その後、

Fig. 3. Variations of the amount of retained austenite at -196°C , tensile properties at -196°C and room temperature, and absorbed energy with intermediate-quenching temperature.

徐冷の進行とともに低応力変態が抑制され、 σ_y が結果として上昇している。

S3, S4 の徐冷の高温側でみられた σ_y の低下を伴う吸収エネルギー低下についても、S3, S4 の γ_{R} がより不安定になつているとすれば、 γ_{R} の低応力変態による靱性低下¹⁾ で説明できる。この点については後述する。

Fig. 4 で観察された徐冷による低応力変態の抑制は、単純な γ 安定化現象ではない。すなわち、S1 の 300°C 材、S3 の 425°C 材において低応力変態が抑制されていても、応力の上昇につれて急速な変態が生じ、高応力側では未変態 γ_{R} 量が QLT 600 材より少なくなる。その量は、S3 では低応力変態の顕著な 550°C 材の未変態 γ_{R} 量と同程度になつている。このような変化は塑性歪みで整理しても同様に観察された。 γ 相の徐冷による安定化現象^{7)~10)} は古くから知られているが、それらはかなり低温域での徐冷で認められており、本研究の場合と単純に比較することはできない。低応力変態抑制現象の機構については、より詳細な検討が必要である。

3.4 降伏降下について

降伏降下は、0.6% Cr 鋼ではすべて 500°C から現れ、低 Cr 鋼では QLT 600 材からすでに現れている。

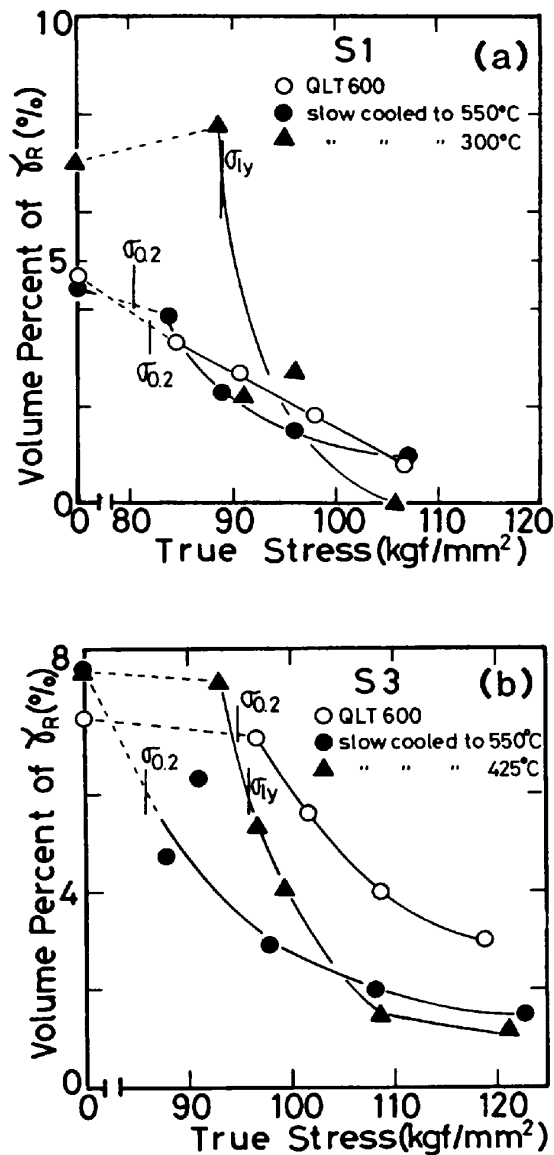


Fig. 4. Variation of the amount of retained austenite at -196°C with true tensile stress for (a) S1 and (b) S3. The yield strengths of the specimens are also shown.

Fig. 5 は S2, S5, S6 における上降伏応力と下降伏応力の差 (ΔY とする) の徐冷中の変化を示したものである。 ΔY の変化は Cr 量によつて分類できる。他の 0.6% Cr 鋼の ΔY も、Fig. 5 の S2 とほとんど同じように変化する。すなわち 500°C から降伏降下が始まり、 400°C で ΔY は飽和する。0.3% Cr 鋼では QLT 600 材ですでに降伏降下は観察され、 450°C で ΔY が飽和する。0% Cr 鋼 (S6, S7) では ΔY の変化は小さい。

ΔY の大きさは、一般に初期可動転位数、歪み速度、転位の速さ指数などによる¹³⁾が、本研究においては歪み速度、転位の速さ指数については一定である、すなわち、 ΔY は主として初期可動転位数によつて決まると考

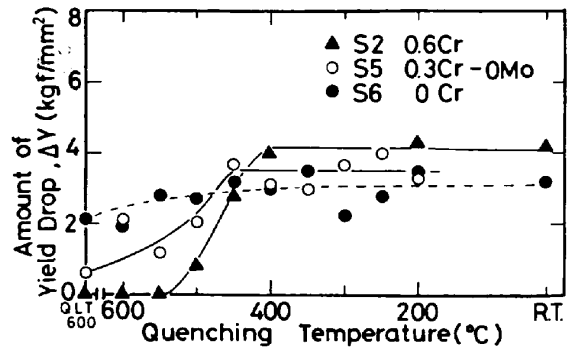


Fig. 5. Variation in ΔY (the difference between upper and lower yield stress) of 5.5 Ni steels with different Cr contents as a function of intermediate-quenching temperature.

えられる。以下に初期可動転位数に影響を及ぼす因子として、1) 転位の固着力、摩擦力と 2) 逆変態 γ のマルテンサイト変態によりマトリクスに導入される可動転位について考察する。

徐冷中の現象について考察する前に、QLT 600 材に現れる降伏降下について検討する。各鋼の QLT 600 材における室温、 -196°C の γ_R 量は 6~9% 程度で、深冷前後では差がなく、この面からは安定性を比較できない。逆変態 γ の総量と γ_R 量の両者を求めることができれば、それぞれの安定性を比較できる可能性があるが、複雑な混合組織を有する QLT 材ではそれらの定量自体が困難である。ところで、Ni, Mn, N の化学組成がほぼ同じであるので、 γ の安定性を決める因子として炭化物の析出状態が大きな役割を果たしていると考えられる。そこで、炭化物として固定されている C 量を求め、 α , γ_R 相中の固溶 C 量から逆変態 γ の安定性について論じることにした。すなわち、各鋼の QLT 600 材の炭化物を電解分離抽出 (10% HCl-メチルアルコール) して、X線、蛍光 X線による析出相の同定、金属元素の成分比を求めた。

ここでは、S4 (0.6Cr-0.8Mo) と S7 (0Cr-0Mo) の場合について具体的に述べる。収量はそれぞれ 0.73% (重量分率)、0.22% で、主要な析出相はそれぞれ M_2C (h. c. p.) と M_3C (orthorhombic) であった。蛍光 X線 で求めた金属成分比 (S4 が 41Fe-32Mo-14Cr-7Ni-6Mn, S7 が 52Ni-41Fe-4Mn-3Cr) をもとに、収率 100% で計算すると各々の鋼中で炭化物として固定されている C 量は、0.059, 0.014% となる。バルクの C 量は共に 0.07% であるので、炭化物として固定されていない C 量は S7 のほうが S4 と比較してかなり多いことがわかる。

この結果は、 $\Delta\sigma$ が S7 で大きいことを裏付けることにもなっているが、各鋼における C の α , γ 相への分配

比にはそれほど大きな差がないと考えられるので、同時に S7 の QLT 600 材の γ_R 中の C 量も S4 のそれに比べてかなり多いことを示している。他の鋼の結果をあわせて述べると、同じ Cr 量では Mo が 0.4% 以上、同じ Mo 量では Cr が 0.6% 以上で炭化物量が増加している。

すなわち、0.6% Cr 鋼の QLT 600 材では炭化物に固定される C 量が多く、さらに Mo が 0.4% 以上でその量はますます多くなる。それによつて α , γ 相中の固溶 C 量は減少し、QLT 600 材における逆変態生成 γ の組成的 (化学的) 不安定化をもたらす。長島ら²⁾も「析出 γ が Cr 添加鋼の場合不安定化しやすい」と述べており、ここでの結果と一致している。

以上 0.6% Cr 鋼の QLT 600 材の逆変態 γ が組成的により不安定であることを示したが、3.3 項で述べた S3, S4 (0.6%Cr-0.4, 0.8%Mo) の再焼もどし徐冷の高温側での γ_R が他と比べて不安定化しているという推論にも一つの根拠を与える結果にもなっている。

0.6% Cr 鋼の QLT 600 材の逆変態 γ がより不安定であること、また固溶 C 量の少ないことは、先に述べた初期可動転位数に影響を及ぼす因子において、共にその転位数を増加する方向に作用すると考えられる。すなわち、より不安定な逆変態 γ は冷却時もしくは引張変形の初期の低応力によつてマルテンサイト変態し、より多くの可動転位をもたらす。固溶 C 量の低下は転位の固着力・摩擦力を弱めることとなる。このようにして 0.6% Cr 鋼の QLT 600 材では降伏降下が現れないことが説明できる。

次に、徐冷中の降伏降下出現については以下のように説明される。0.6% Cr 鋼で顕著だが、徐冷中の $\Delta\sigma$ の変化がほとんどないのに ΔY が増加する (Fig. 5) ことは、固溶 C 量の変化すなわち転位の固着力・摩擦力だけからはこの現象を説明できないことを示している。したがつて降伏降下の出現は、冷却時もしくは引張変形の初期の低応力によつて γ_R がマルテンサイト変態して導入される可動転位を考慮に入れなければならない。QLT 600 処理によつて冷却時導入される転位は徐冷の高温側でかなり急速に焼もどしを受けることが予想される。しかし、600°C 20 min 加熱もしくは徐冷初期で逆変態量が増すなどして、 γ_R が不安定化している場合、変形初期の低応力で γ_R が変態することは、可動転位を増加させることとなる。この可動転位が主要な要因であるとすると、徐冷の進行により γ_R の低応力変態が抑制され、変形初期の可動転位数を減少させ、降伏降下を生じさせることになると考えられる。

4. 結 言

5.5% Ni 系鋼において、徐冷処理 (600°C 20 min 加熱後、約 0.2 K/min で冷却) を加えた際の脆化について検討した結果、以下のことがわかった。

(1) 徐冷によつて一般に吸収エネルギーは低下するが、破面で整理すると擬へき開破面の増加によるものと、pine-cone 破面の増加によるものがある。前者は、0.2, 0.8% Mo 鋼で、後者は 0, 0.4% Mo 鋼である。

(2) 徐冷中 σ_B はほとんど変化しないが、 σ_y は徐冷初期でいつたん低下もしくは低い値をとり、徐冷が進むと上昇して飽和するという変化を示す。この変化は、 γ_R の安定度が徐冷中変化することに起因すると考えられる。

(3) 擬へき開破面の増加は、 σ_y の上昇とほぼ対応している。pine-cone 破面は焼もどし脆性による破面であり、 σ_y が低下しても吸収エネルギーを低下させる。0.6%Cr-0.4, 0.8%Mo 鋼では、徐冷の高温側において σ_y の低下にもかかわらず吸収エネルギーが減少するが、これは不安定な γ_R が低応力でマルテンサイト変態することによる靱性低下のためである。

最後に本研究を進めるにあたり御助力をいただいた科学技術庁金属材料技術研究所中川龍一郎長 (現所長)、工業化研究部の諸氏、新日本製鉄基礎研究所関野昌蔵博士、井上泰博士および東京大学工学部金属系学科工作室の諸氏に感謝致します。

また、本研究開始当初実験に御援助いただいた今井嗣郎修士 (現新日本製鉄株式会社大分製鉄所) に感謝致します。

文 献

- 1) 大岡耕之, 三村 宏, 矢野清之助, 杉野和男, 樋泉 武: 日本金属学会誌, **30** (1966), p. 442
- 2) 長嶋晋一, 大岡耕之, 関野昌蔵, 三村 宏, 藤島敏行, 矢野清之助, 桜井 浩: 鉄と鋼, **58** (1972), p. 128
- 3) 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
- 4) 小西元幸, 小原隆史, 田中智夫, 大橋延夫, 大橋義治: 鉄と鋼, **65** (1979), A97
- 5) 村上雅人, 柴田浩司, 長井 寿, 藤田利夫: 鉄と鋼, 投稿中
- 6) たとえば, 北島一徳: 鋼の強靱性 (1971), p. 144 [Climax Mol. Dev. Co. (JAPAN)]
- 7) E. R. MORGAN and T. KO: Acta. Metall., **1** (1953), p. 36
- 8) S. G. GLOVER: JISI, **200** (1962), p. 102
- 9) J. WOODILLA, P. G. WINCHELL, and M. COHEN: Trans. Metall. AIME, **215** (1959), p. 849
- 10) K. R. KINSMAN and J. C. SHYNE: Acta. Metall., **4** (1966), p. 1063
- 11) J. PHILIBERT and P. CLEVERNARD: Compt. Rend., **240** (1955), p. 190
- 12) J. PHILIBERT: 同上, **240** (1955), p. 529
- 13) W. G. JOHNSTON: J. Appl. Phys., **33** (1962), p. 2716