U. D. C. 669.14/.15-14 : 539.4.019.1.096
620.178.746.22-974

フェライト系鋳鋼の低温における衝撃特性

On the Low Temperature Impact Properties of Some Cast Ferritic Steels

星　昌*　伏見次男*
Akira Hoshi　Tsugio Fushimi

要　旨

炭素鋼鋳鋼，2.5% Ni 鋳鋼，13% Cr 鋳鋼などの低温域における衝撃特性を調査した。その結果，炭素鋼鋳鋼においては Mn/C 比が主要な因子であり，2.5% Ni 鋳鋼では衝撃値以外の機械的性質の規定をも同時に満たすためには規格成分範囲内の適当な範囲を選ぶ必要があることを明らかにした。

13% Cr 鋳鋼は前二者に比較すると，きわめて複雑な衝撃挙動を示しているが，C，Si，Cr % などの範囲，熱処理，脱酸法などの影響をある程度明らかにすることができた。

1. 緒　言

鋳鋼に対しても低温における衝撃値が規定されるきびしい使用条件が近年多くなりつつある。

鍛鋼や圧延鋼についてはその低温域における衝撃特性がよく研究されており，まとまった資料[1]が比較的容易に入手できる。しかし鋳鋼では鍛鋼，圧延鋼のように低温という使用条件が問題になることは特殊な場合に限られるため，低温域における衝撃値のデータも公表されているものは少ない[2]。低温で使用される鋳鋼として規格化されているものも少なく，わずかに ASTM, A352 に“低温で使用される圧力部品用のフェライト系鋳鋼品”なる臨時規格が見られる程度である。

もちろん低温域といっても，鍛鋼，圧延鋼の使用される温度範囲に比較すれば，本稿で扱うフェライト系鋳鋼のそれは一，二の例のほかはかなり高い温度範囲にある。

さらに鋳鋼は鍛鋼，圧延鋼に比較すると，元来信頼度が低く評価され低温における衝撃値についても例外でないが，どれくらい差があるかということについては従来あいまいな点が多かった。

大形の鋳鋼品ではその本体の機械的性質を別鋳込みの試験片のそれと比較した場合どのような差があるか[3]~[5]，というようなことについても同様であった。

そのようなわけで使用ひん度の多いこれらの材料の低温靭(じん)性，質量効果などを明らかにすることは，使用者，製造者の双方にとって有益なことであると考えられる。現状ではこれらのすべてを明快な形で報告，説明するにはいまだデータ不足であるが，筆者らがこれらについて現在までに得た結果を以下に報告し，参考に供する。

2. 炭素鋼鋳鋼 (SC 46) について

炭素鋼鋳鋼の例として SC 46 の場合を説明する。

SC 46 鋼は JIS 規格のうえでは成分的な規定は不純物量に関するものがあるだけであるが，実際製造にあたっては表 1 のような範囲で吹製されることが多い。熱処理も焼鈍あるいは焼準焼戻しを施すことに規定されているが，本稿では 920℃ に加熱保持後炉冷した焼鈍の場合について述べる。

2.1　SC 46 鋼の衝撃遷移曲線

図 1～3 は鋳物の質量別の衝撃遷移温度曲線を示すものである。図面にはそれぞれの鋳物の寸法形状ならびに試験片の採取位置をも併記してある。

これらの図を比較すると大形鋳物についての衝撃値のばらつきがほかの二つに比べると比較的高温域で大きいことがわかる。大形の鋳物は鋳込後室温に至るまでの時間がきわめて長く，したがって冷

*　日立製作所勝田工場

表 1　SC 46 の吹製化学成分範囲

成分	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
%	0.22 ~0.27	0.35 ~0.50	0.60 ~0.85	<0,035	<0.035	<0.35	<0.25	<0.25

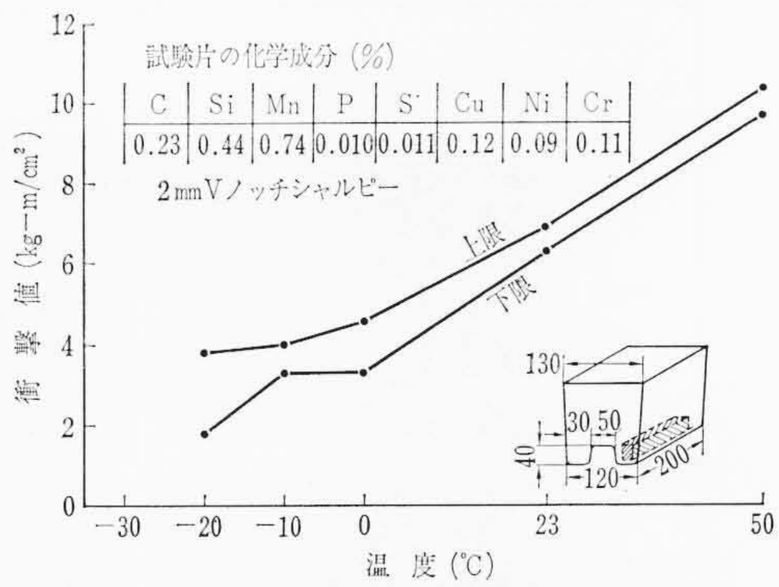


図 1　No. 1 試験片の衝撃遷移温度曲線

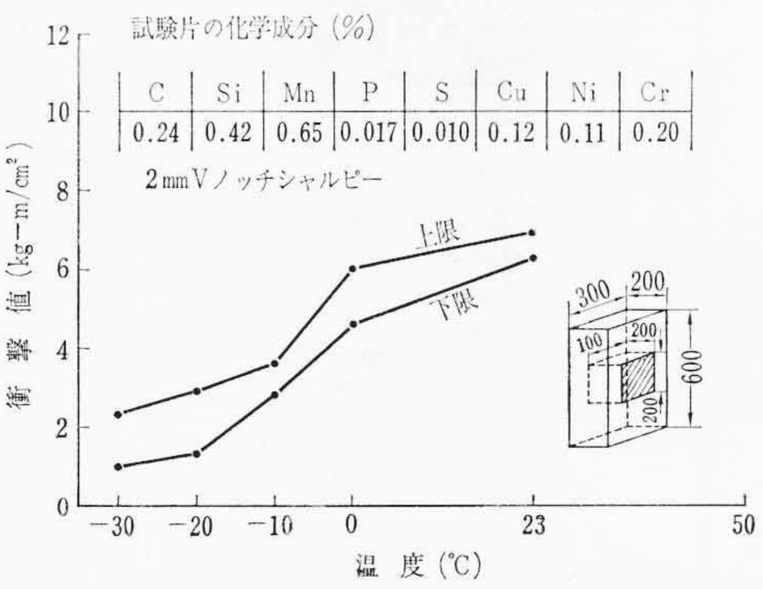


図 2　No. 2 試験片の衝撃遷移温度曲線

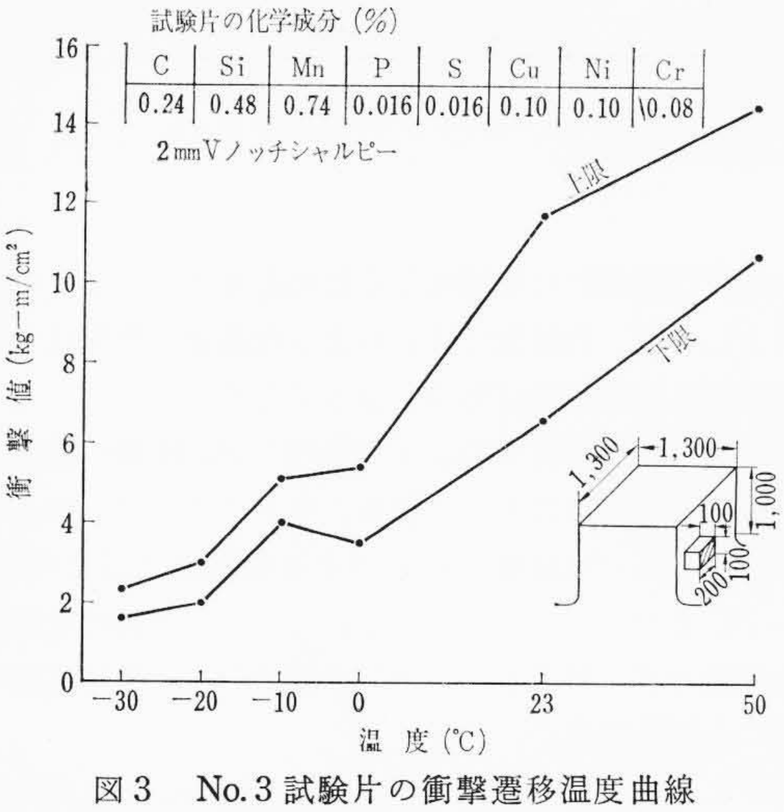


図 3　No. 3 試験片の衝撃遷移温度曲線

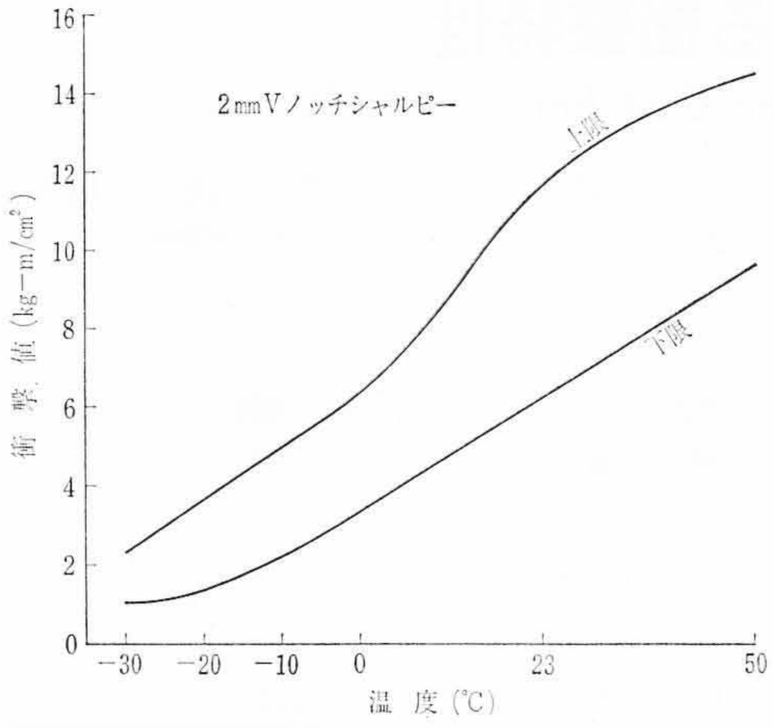


図4　SC 46 鋼の衝撃遷移温度曲線の上，下限

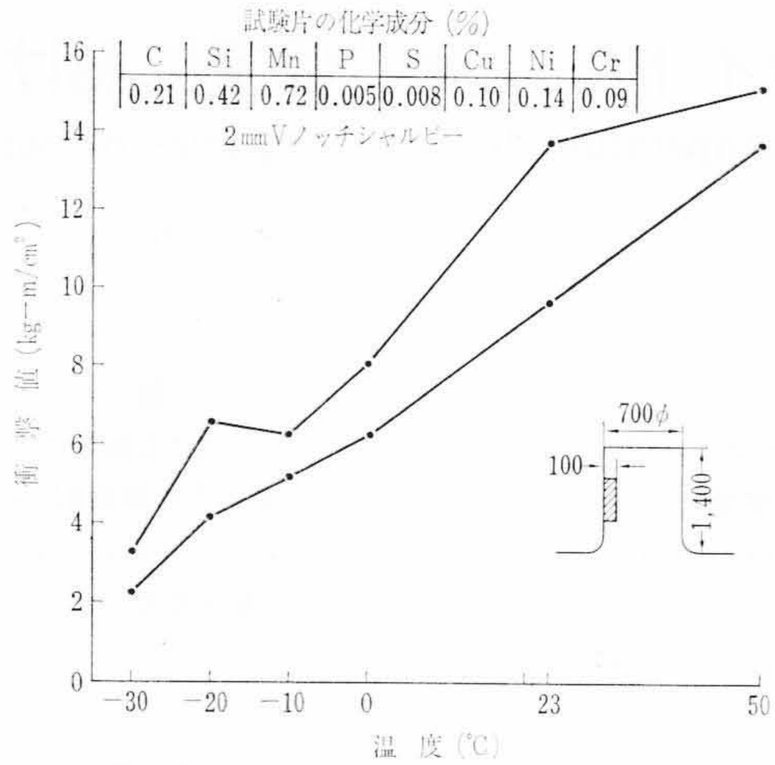


図5　Mn/C 比を高めた SC 46 鋼(No. 4 試験片)の衝撃遷移温度曲線

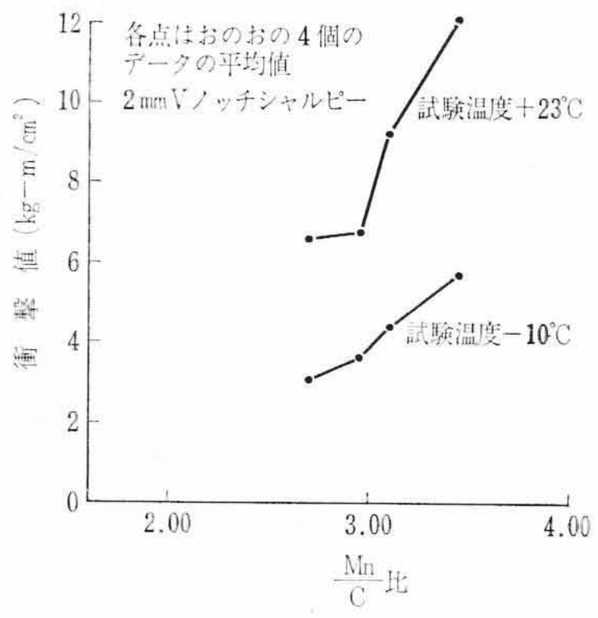


図6　衝撃値に及ぼす Mn/C 比の影響

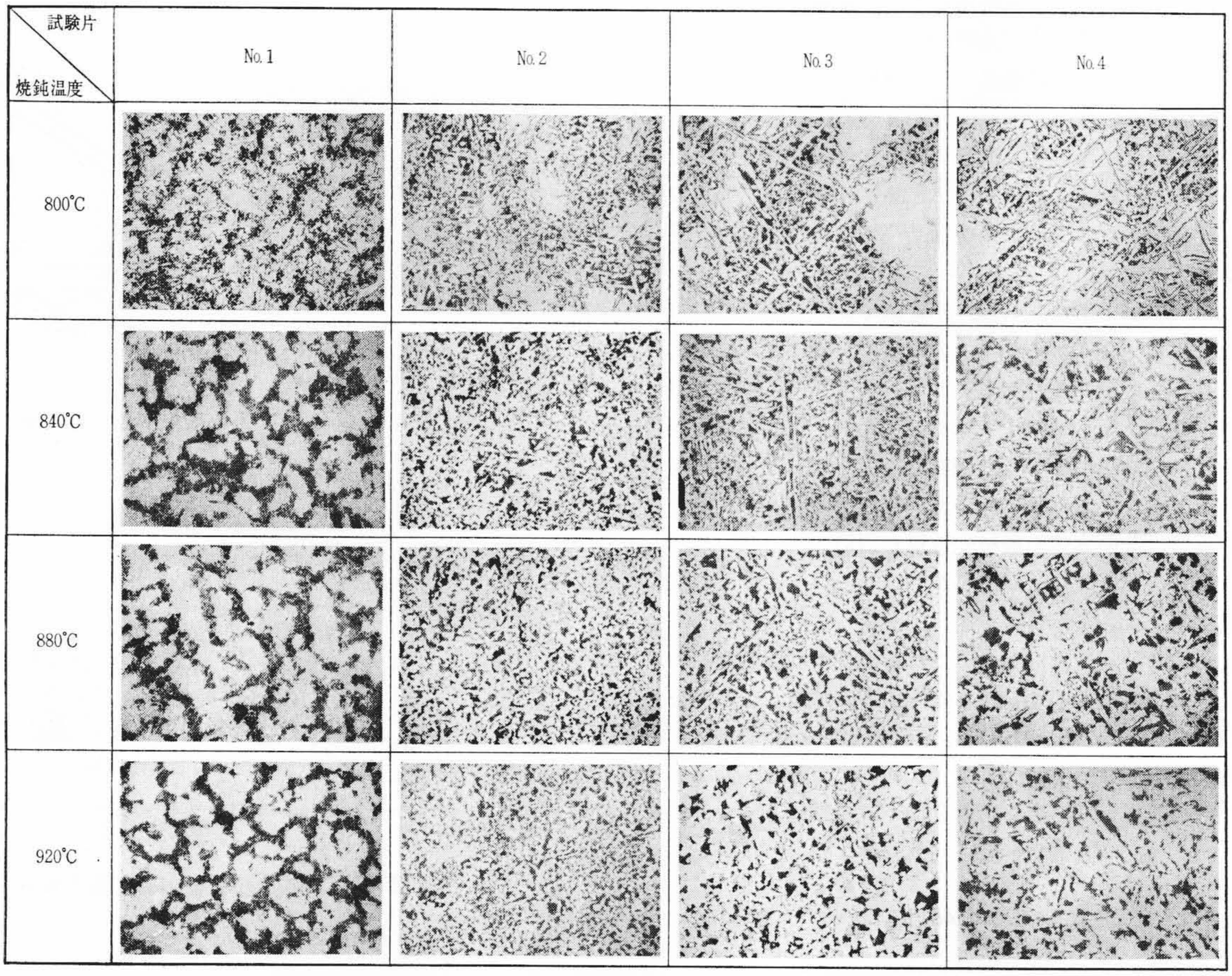


図7　No. 1, 2, 3, 4 試験片のミクロ組織に及ぼす焼鈍温度の影響　(×50×½)

却途上一部自己焼鈍的な状態になるためと考えられる。しかし全体的な傾向としては，低温側ではこのような質量の効果はうすれ，ほぼ同一の範囲に衝撃値がばらつくようになる。

それゆえ実用的には図4のような範囲で SC 46 鋼の温度に対する衝撃値の範囲を考えることができる。そうするとばらつきの下限を考慮して，脆(ぜい)性破壊を防止できる衝撃値≧15 ft-lb を有するのは約 −7℃ までということになる。このように特に低温用途であることを意識せずに製造された SC 46 鋼はかなり遷移温度の高い材料であることがわかる。

次に図5に低温用であることを考慮し Mn/C 比を高めた材料の衝撃遷移温度曲線を範囲で示す。これは明らかに図4の範囲を上回っていることがわかる。図6は以上のようなデータを Mn/C 比で整理したものであるが，これらも Mn/C 比の効果が明らかで，特に低温用の材料として Mn/C≧3.5 位を目標にするのが好ましい。

以上のことから SC 46 鋼の衝撃値は，同一の熱処理を施した場合には，大形の鋳物では高温側でばらつきが大きくなる傾向を除けば，一般に質量の影響をあまり受けないといえる。そして Mn/C 比の影響がかなり大きいと結論できる。

2.2　焼鈍温度の効果

図7は焼鈍温度によるミクロ組織の変化を示したものである。こ

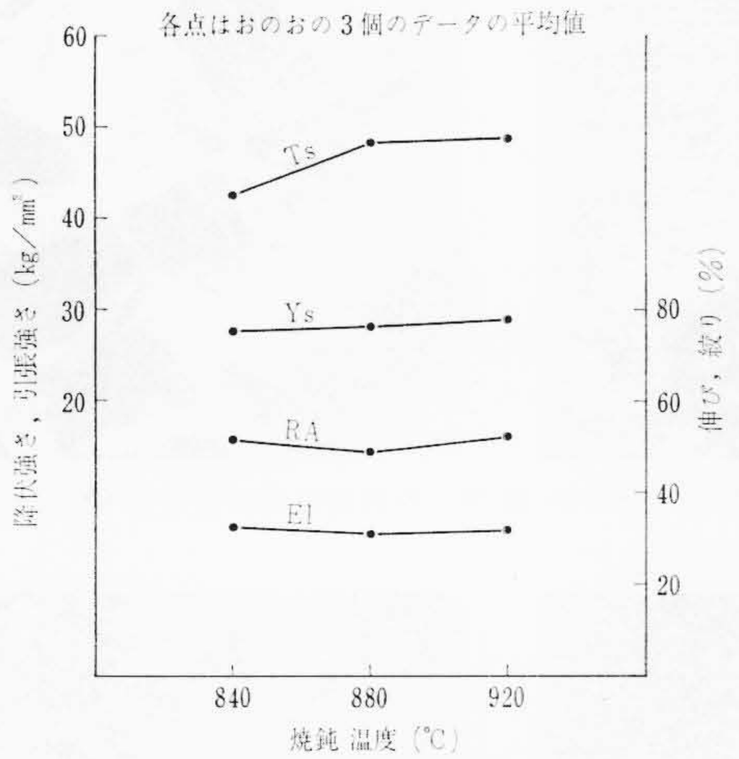


図8　引張試験結果に及ぼす焼鈍温度の影響

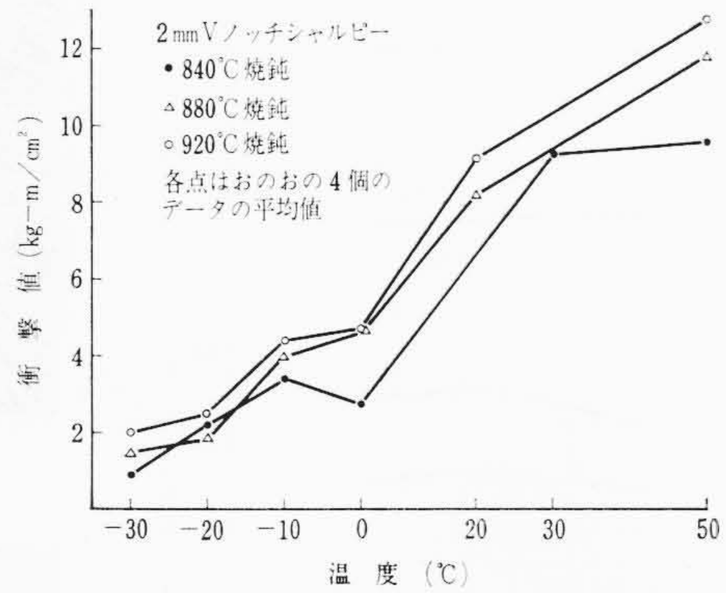
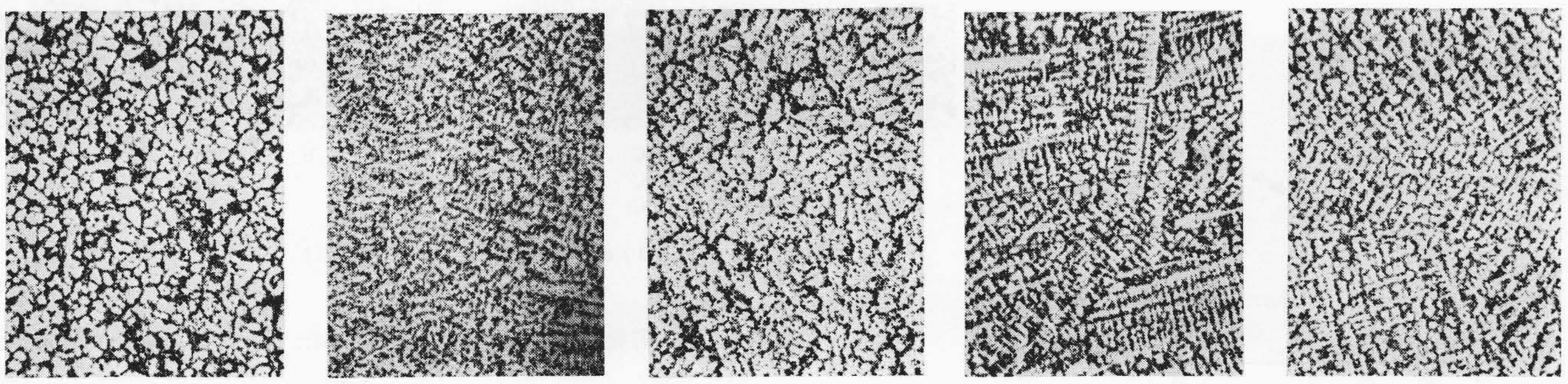


図9　衝撃試験結果に及ぼす焼鈍温度の影響



（a） 1,530℃　（b） 1,545℃（表層部）　（c） 1,545℃（中心部）　（d） 1,560℃　（e） 1,590℃

図10　鋳込温度による焼鈍組織の変化　（×15×⅔）

れらから最も小形の鋳鋼である鋳造試験片（No. 1）のミクロ組織のみが特異なものになっているが，それ以外は粒度に細粗の差がある程度である。No. 1, No. 2 試料では，880℃ 焼鈍でウィドマンステッテン組織がわずかに残っている程度であるが，大形の No. 3 試料ではまだかなり残っている。Mn/C 比の高い No. 4 試料のミクロ組織では 920℃ 焼鈍でもいくぶんウィドマン組織が残っている。鋼の炭素量が多くなり，たとえば 0.4～0.5% にもなると図に示したようなウィドマンステッテン組織は見られなくなることが知られているが，この問題を統一的に扱った報告はないよう[6]で炭素量，凝固時の冷却速度，合金の種類および量などとこれの間にかなり複雑な関係があるものと考えられる。

さて従来 SC 46 程度の材料の焼鈍組織としては一般に No. 1 試験片程度の質量のものが教科書[7][8]に記載されており，そのため大形鋳物本体の組織についてかなりの誤解があったことはいなめない。最近は前記文献と異なりかなりの質量の試験片についての焼鈍組織を記載している教科書[9]もあるが，鋳物の質量によって焼鈍組織が変化することを明確に説明してあるものが少ないのは残念なことである。

このように焼鈍組織に差がある場合，それが機械的性質にどのように影響するかを No. 3 試験片を用いて調べた結果を示したのが図 8, 9 である。これで見ると，引張試験では焼鈍温度が低いと抗張力がわずかに低下する傾向があるが，降伏点，伸び，絞りは焼鈍温度が 840℃になってもほとんど変化しないことがわかる。それに対して衝撃試験では，焼鈍温度が 840℃ になると，焼鈍温度 920℃，880℃ のものに比較して明りょうに衝撃値が低下し，ばらつきを考慮すると衝撃値の最低値が約 15 ft-lb となるのは 3℃ くらいになる。これは前述の −7℃ より 10℃ 高い温度である。

これらから，不完全焼鈍の効果は約 840℃ 近辺より衝撃値に対して顕著に現われ，840℃ 焼鈍のものは完全焼鈍のものより約 10℃ 遷移温度（Tr 15）が上昇する。したがって低温用の材料においては C, Mn 量と同時に焼鈍の完全さについても考慮を払うべきであると考える。

2.3　鋳込温度の効果

SC 46 の焼鈍組織は鋳造試験片が No. 1 試料のように小形であると，鋳込温度によっても変化する。それを示したものが図 10 である。鋳込温度が，1,590～1,560℃ という比較的高い範囲では焼鈍組織はいわゆる樹枝状組織を示すが，1,530℃ という低い鋳込温度のものは粒状である。これらの温度の中間範囲の鋳込温度では，チル晶，柱状晶部は樹枝状であるが等軸晶部は一部粒状である。それゆえこの現象は鋳込温度と同時に冷却速度が大きな因子になる。このように鋳込温度も焼鈍組織に影響するが，機械的性質は図 11, 12 に示すとおりでほとんど差は見られない。わずかに鋳込温度が低い 1,530℃ のものの伸び，絞りがいくぶん低下している程度である。したがってこの現象は実用的にはあまり問題にされていないものであり，報告もほとんどない[10]が，現象としてはきわめて興味あるものであるのでここに報告しておく。

3.　2.5% Ni 鋳鋼（LC 2）について

この材料は緒言で述べた ASTM, A352 に規定されている鋼種の一つである。その化学成分および機械的性質は表 2 に示すようなもので，引張試験に関する機械的性質はほぼ JIS の SC 46 鋼と同等であるが衝撃値に関する規定が −100°F（約 −73℃）でシャルピーキーホールまたは 5 mmU ノッチ試験片を用いて 15 ft-lb 以上となっている点が大きな特長である。2.5% Ni 鋳鋼はなんら目新しい鋼種では

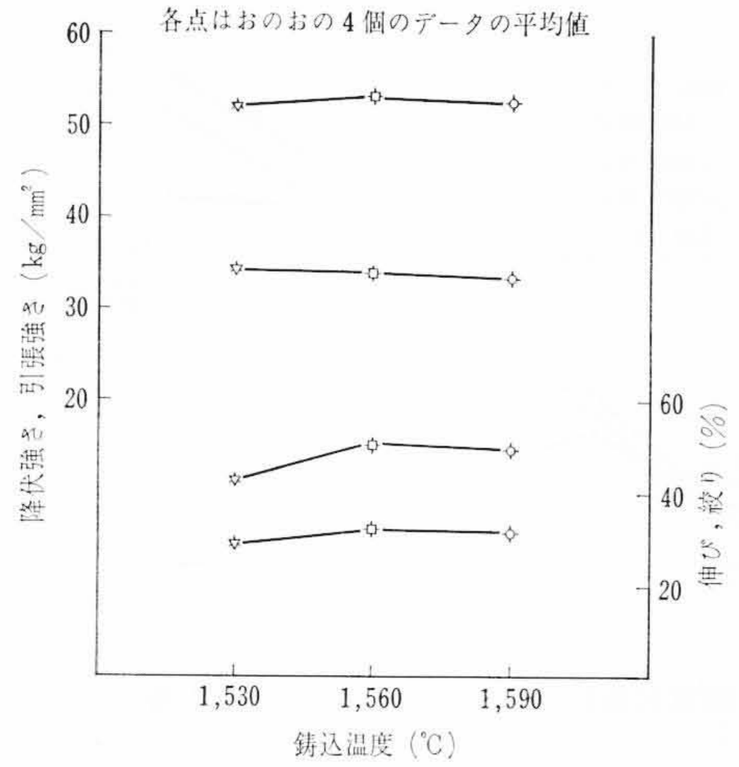


図11　引張試験結果に及ぼす鋳込温度の影響

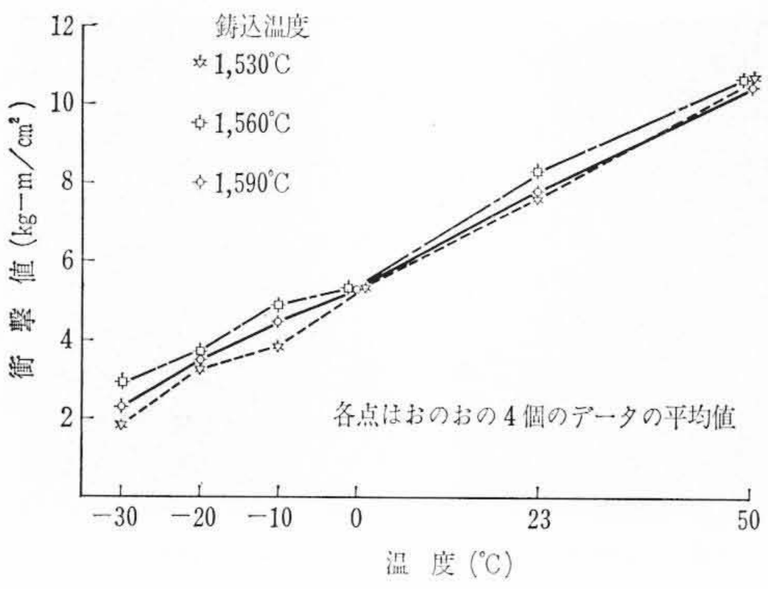


図12　衝撃試験結果に及ぼす鋳込温度の影響

表2　LC-2鋼の化学成分および機械的性質の規定

成　分（%）	C	Si	Mn	P	S	Ni
規　格　値	≦0.25	≦0.60	0.5～0.8	≦0.05	≦0.05	2.0～3.0

機械的性質	TS (kg/mm²)	YS (kg/mm²)	El (%)	RA (%)	Imp (kg-m/cm²) (at −73℃)
規　格　値	≧45.7	≧28.1	≧24.0	≧35.0	≧4.17

Imp 試験片は5 mmUまたはキーホールシャルピー

表3　LC-2鋼の化学成分と機械的性質の実績

成　分（%）	C	Si	Mn	P	S	Ni
実　　績	0.15～0.18	0.28～0.38	0.57～0.79	0.004～0.008	0.008～0.012	2.46～2.95

機械的性質	TS (kg/mm²)	YS (kg/mm²)	El (%)	RA (%)	Imp (kg-m/cm²) 5 mmU −73℃
実　　績	49.9～54.6	33.3～44.2	27.0～35.0	44.0～71.0	6.37～10.3

なく，文献的にはよく知られており[11]参考になるデータも比較的多い。

しかし2.5% Ni鋳鋼は大方には比較的なじみの少ない鋼種であると思われるので一応その諸性質を紹介する。

図13は鋳造組織をSC 46と対比して示したものである。鋳造試験片はいずれも前述のNo. 1試験片と同じものである。LC-2鋼の鋳造組織中には一部ベーナイトが見られ，結晶粒度もSC 46に比べかなり細かいことが特長である。2.5% Ni鋳鋼は一般に拡散焼鈍，焼準焼戻し熱処理を施すのが好ましいとされている。図14はそのように熱処理した2.5% Ni鋳鋼と焼準焼戻し処理を施したSC 46鋼との比較を示したものであるが，ここでも2.5% Ni鋼のミクロ組織の特長がよくわかる。

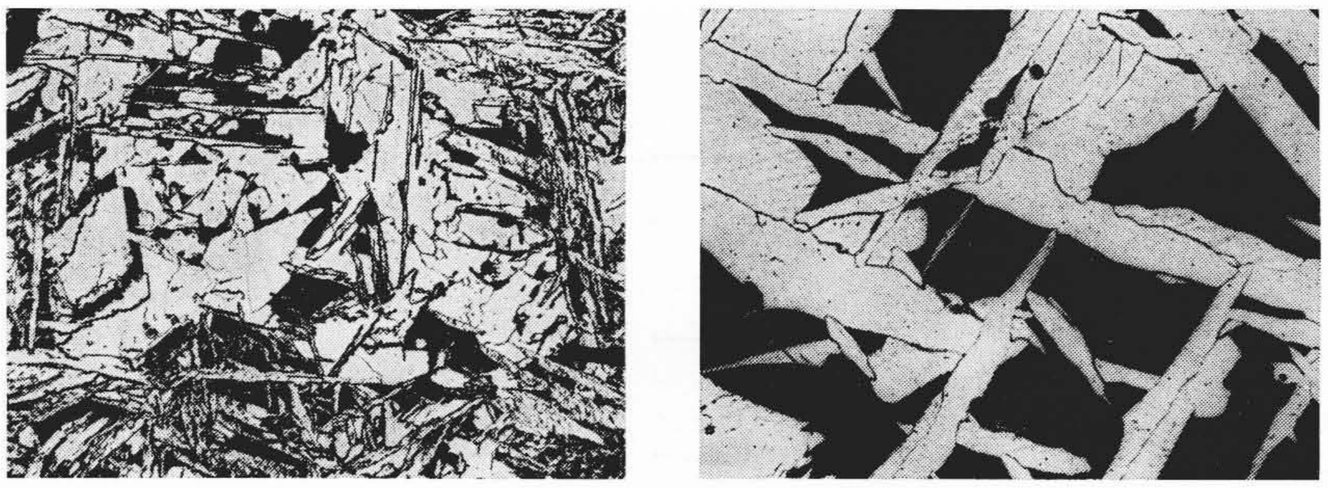
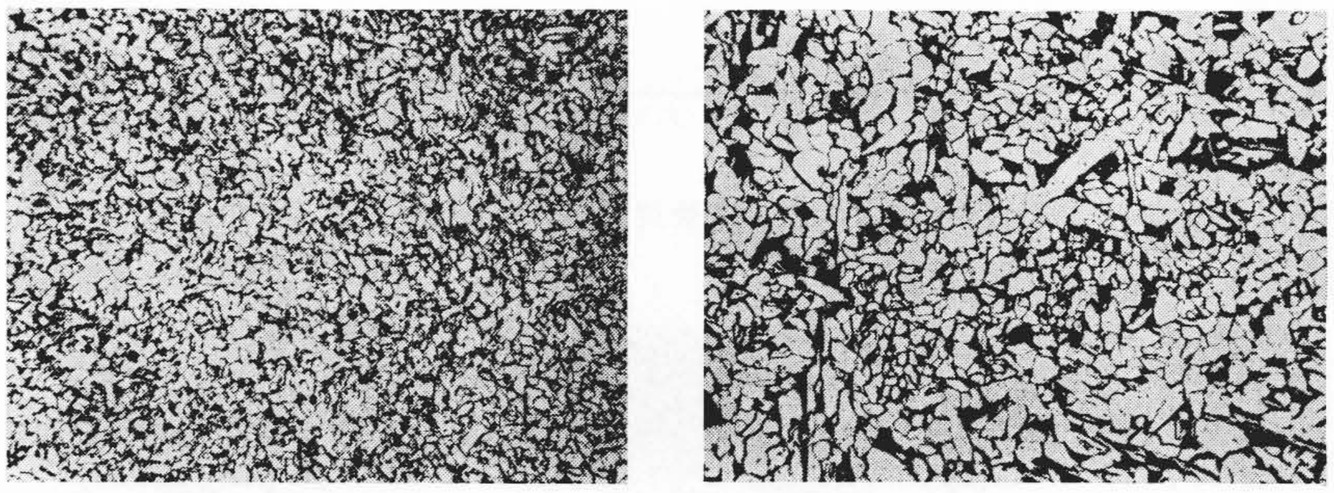


図13　LC-2鋼（左）とSC 46鋼（右）の鋳造組織の比較　（×100×⅘）



（a）　945℃×5h→FC
900℃×5h→AC
650℃×5h→FC

（b）　900℃×5h→AC
600℃×5h→FC

図14　LC-2鋼（a）とSC 46鋼（b）の熱処理組織の比較　（×100×⅘）

2.5% Ni鋼の機械的性質はC, Si, Mn, Niなどの総合的な効果で決まるらしく[11]，たとえば単にNiを増すことではじゅうぶんな性能が得られないことがある。表3は実際製造したLC-2鋼の取鍋分析値の範囲と，それらについて得られた機械的性質の範囲を示したものである。

ASTMには化学成分が規格範囲内のものであっても，必ずしも衝撃値が規格に対応するものにはならない旨が注として記載されている。現象的には脱酸法の差による残留Al分，それによる結晶微細化の程度などのことをさすものと思われるが，この点はまだ明らかでない。

以上，LC-2鋼については簡単に述べたが，本鋼は既述のように，普通炭素鋼にNiを添加した単純な組成の材料であるけれども，製造上これといった難点がなく，鋳鋼としては優秀な低温靭性を有するすぐれた材料である。

4.　13% Cr 鋳鋼について

13% Cr鋳鋼は元来あまり低温靭性のすぐれた材料ではなかった。それはこの材料がもともと耐食鋼，耐熱鋼として使用されてきたという事情があるためと思われる。しかし13% Cr鋳鋼に水車ランナとか船舶用推進器などの耐キャビテーション材料としての用途が見出されて以来，この材料の室温から−10℃近辺における衝撃値が重要視されるに至った。この点については多くの研究が行なわれ，現在でもその努力が続けられている。以下に本鋼の靭性に関する研究の現状を筆者らのデータと対比させて説明する。

4.1　13% Cr 鋳鋼の規格

参考までに表4に世界各国の13% Cr鋳鋼の主要な規格[12]をまとめて示す。これからわかるようにUNIのX20C12を除いては衝撃値を規定しているものはない。鋳鋼の場合には特別な例以外には，一般にその材料規格には衝撃値の規定がないのが普通であるが，13% Cr鋳鋼においても例外でない。UNIのほかSwedish Government Testing Instituteの規格では別鋳込試験片で≧3 kg-m/cm²，本体から採取した試験片で≧2 kg-m² シャルピーの規定が

表4　各国の代表的な13% Cr 鋳鋼規格

規格名＼項目	鋼種名	化学成分(%) C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	機械的性質 TS (kg/mm²)	YS (kg/mm²)	El (%)	RA (%)	Bend
JIS G5121 (日本)	SCS1	≦0.15	≦1.50	≦1.00	≦0.050	≦0.040	≦0.60	11.50 ~14.00	—	—	≧55	≧35	≧20	≧40	—
ASTM A296 (アメリカ)	CA15	≦0.15	≦1.50	≦1.00	≦0.04	≦0.04	≦1.00	11.5 ~14.0	≦0.50	—	≧63.3	≧45.7	≧18	≧30	—
BS 3100 (イギリス)	Grade A	≦0.15	≦1.00	≦1.00	≦0.050	≦0.050	≦1.00	11.5 ~13.5	≦0.15	—	≧55.1	≧37.8	≧20	—	120°2 t
	Grade B	0.12 ~0.20	≦1.25	≦1.00	≦0.050	≦0.050	≦1.00	11.5 ~13.5	≦0.15	≦0.40	≧63.0	≧45.7	≧18	—	90°2 t
	Grade C	0.20 ~0.30	≦1.00	≦1.00	≦0.050	≦0.050	≦1.00	11.5 ~13.5	≦0.15	—	≧70.9	≧47.2	≧15	—	—
VDEh 410-60 (ドイツ)	G-X25Cr14	0.15 ~0.25	≦1.0	≦1.0	≦0.045	≦0.040	≦1.0	12.5 ~14.5	—	—	60~80	≧40	≧12	—	—
UNI 3161 (イタリア)	X20C12	≦0.25	≦0.60	≦1.0	≦0.035	≦0.035	≦2	11. ~14	—	—	≧65	≧45	≧12	—	Imp ≧2 kg-m/cm²

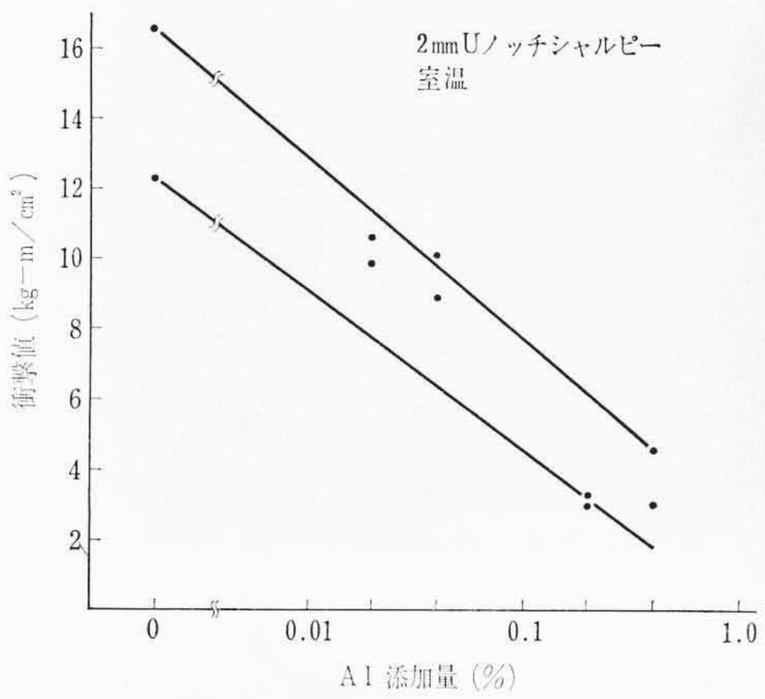
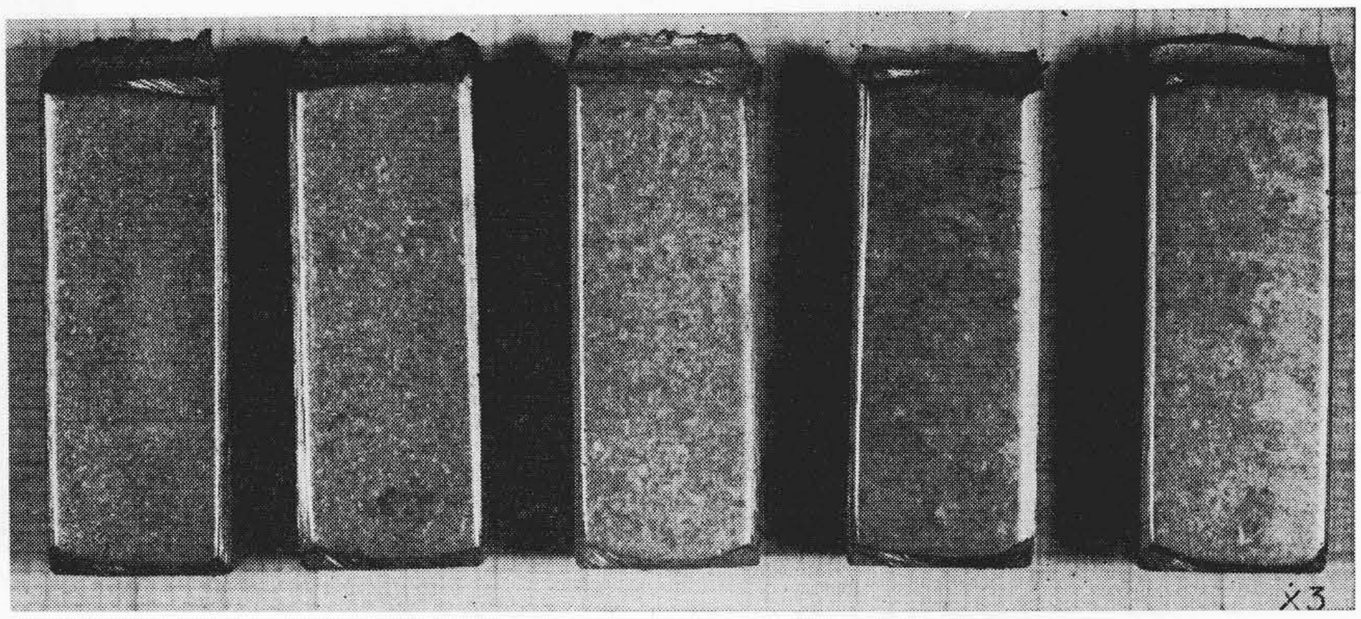


図15　衝撃値に及ぼすAl添加量の影響



左から，無添加，0.02%，0.04%，0.2%，0.4%

図16　熱処理組織の細粗に及ぼすAl添加量の影響

あることを紹介している文献[3]もあるが，これらの衝撃値を規定した背景が不明なので，われわれの問題と同様なものかどうかはわからない。

4.2　衝撃値に及ぼす諸因子の効果

結論的に言って，13% Cr 鋳鋼の衝撃値は多くの因子により支配される複雑な現象である。いま，便宜上それらの因子を，（1）脱酸法の効果，（2）化学成分の効果，（3）ミクロ組織および熱処理の効果に分けて現在までに得られた知見と今後さらに研究すべき問題と思われるものを考えてみよう。

4.2.1　脱酸法の効果

Koutsky 氏[13] や Barclay 氏ら[14] は13% Cr 鋳鋼を Al で脱酸すると衝撃値が低下することを報告している。しかし Al が靭性を低下させる機構についての両氏の意見は異なっている。前者は Al N の形成とか結晶粒度に及ぼす Al の効果を研究し Al 脱酸は有害と結論しているのに対し，後者はいわゆるII形介在物を生成させる傾向があるので有害としている。Barclay 氏の意見は Sims 氏[15] の研究結果に基づくものであるが，定量的なデータに依るものではない。Al 脱酸の程度によりある場合には硫化物系介在物が一次晶粒界に連鎖状に現出し，それにより衝撃値が低下するとする意見は鋼の S% の低い，たとえば S ≦0.01% の場合にはあまり重要でないと思う。

筆者らも13% Cr 鋳鋼に対する Al の効果を調査したが，衝撃値に対しては Al は明らかに有害なことがわかった。Al 添加量と衝撃値の関係を示したのが**図15**である。また Al 添加量による熱処理組織の細粗は**図16**に示すとおりである。これらは5kgの高周波溶解炉で再溶解した13% Cr 鋳鋼に0%，0.02%，0.04%，0.2%，0.4% の Al を添加し，40(W)×70(H)×200(L)の砂型に鋳込んだ試験片についての結果である。したがって Koutsky 氏の結論はじゅうぶん再現性のあるものと考えられる。

筆者らは引きつづき Ti その他による脱酸と衝撃値の関連につき調査中であるがそれらは別報にゆずる。

4.2.2　化学成分の効果

高靭性を有する13% Cr 鋳鋼を製造する場合，その化学成分がたとえば**表4**に示したある規格に示された範囲にあるというだけでは不満足な結果しか得られない。これらの規格は特に高靭性を有する材料の規格ではなく，耐食鋼としてのごく一般的な規格であるから当然である。したがって高靭性を有する13% Cr 鋳鋼の製造ということは，ある意味では特殊な分野における問題といえる。

さてこの問題について公表されている報告[16][17] はあまり多くないが，筆者らの調査結果をも入れて論じてみよう。

表5は高靭性を有する13% Cr 鋳鋼として研究された結果をまとめたものである。なお比較のため，一般的な規格の代表として ASTM の CA 15 の化学成分範囲をも再度揚げておく。

表中，No. 2は von Rajakovics 氏[16] が VÖEST の依頼により水車ランナ材料として研究した結果であり，No. 3はアメリカ海軍が砕氷船の推進器材料として研究の結果制定した[18]ものである。No. 4の直接的動機は明らかでないがおそらく No. 2, 3と同様の意図によるものと思われる。なお No. 4とほぼ同様の材料がドイツで水車ランナそのほかに使用したという報告[19][20] がある。

表5の No. 2, 3, 4と No. 1とを比較して見ると，高靭性材料として研究されたものは No. 4を除いて一様に Si が ≦0.5% と低くなっていることがわかる。筆者らの調査でも Si の効果は顕著で，

表5　高靭性を有する13% Cr 鋳鋼として研究された化学成分の例

No.	規格または研究者	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
1	ASTM CA15	≦0.15	≦1.5	≦1.0	≦0.040	≦0.040	≦1.00	11.5 ~14.0	≦0.50
2	Von Rajakovics	0.08 ~0.12	≦0.5	≦0.5	≦0.025	≦0.015	1.2 ~1.5	12.5 ~14.0	—
3	MIL S-16993A　2種	≦0.15	≦0.50	≦1.0	≦0.05	≦0.05	0.65 ~1.0	11.5 ~14.0	0.50 ~0.70
4	BSCRA	0.1	1.0	1.0	0.04	0.04	3.0 ~4.0	11.5 ~13.5	0.5

Si>0.5% となることは好ましくないことを確認している。図17は衝撃値に対するSiの効果を示す一例である。

No. 2はP, Sが特に低いのが特長であるが，これは研究の目的からしてできるだけ簡単な熱処理，すなわち焼準焼戻しで高靭性を得ようとするところからP, Sが制限されることになったと解釈される。したがってこの点は必ずしも高靭性13% Cr 鋳鋼がそなえなければならない条件ということではないように考えられる。各国，あるいは各製鋼所のスクラップ事情，経済性などから，P, Sを低くして簡単な熱処理を行なうか，あるいは多少P, Sが高くても熱処理でそれを補うかという考え方の差であろう。No. 3はMoの含有量が多いがこれは耐海水材料の意味からであろう。No. 4はNiの高い材料であるが，衝撃値の制御がむずかしく，とかく脆化しやすい13% Cr 鋳鋼の衝撃値を積極的に制御，改良しようとする意味で興味ある材料である。

またNo. 4はSiがNo. 2, 3に比較すると高くASTMのCA 15なみであるが，これはオーステナイト形成元素であるNiが高いのでフェライト生成元素であるSiの効果がある程度打ち消されるため，材料のSiに対する感受性が鈍くなっているためとも思われる。いずれにしろ13% Cr 鋳鋼ではSi, Crなどのフェライト生成元素は衝撃値を低下させる傾向がある。

4.2.3　ミクロ組織および熱処理の効果

ASTMその他の規格では13% Cr 鋳鋼の熱処理として，焼準焼戻しあるいは焼入焼戻しを施すことに規定されているが，高靭性を得る目的からすれば，これも不十分なものであるといってよい。高靭性材料を目的とするには，たとえ von Rajakovics 氏が研究したようにP, Sの低い材料であっても，拡散焼鈍の工程を入れることが必要である。

13% Cr 鋳鋼の凝固組織は，図18にその一例を示すように，一次晶粒界域にデルタフェライトが残留し，そのまわりに炭化物が存在する。基地の組織は，試験片が小形である場合（図18の例）はマルテンサイトであるが，大形の試験片ではフェライト，パーライトの混合組織となる。このデルタフェライトとその周辺は当然のことながら種々の元素が偏析しており，デルタフェライトが網目状になるような場合は衝撃値の低下を生ずることが容易に理解できる。

このようなミクロ偏析を除去，軽減するのが拡散焼鈍の効果である。図19は，焼準焼戻しのみを施したものと拡散焼鈍後焼準焼戻しを行なったものの衝撃値を比較したものである。これからわかるように，拡散焼鈍を施さないものは室温での試験では，ある試験片は拡散焼鈍を施したものと同程度の衝撃値を得るが，ばらつきがきわめて大きく，さらに試験温度の低下により衝撃値の低下する割合が拡散焼鈍を施したものよりかなり大きいことが明らかである。

ミクロ組織の比較では，拡散焼鈍を施したものはデルタフェライトの量がかなり少なく明りょうな差がある（図20）。ただし，デルタフェライトそのものが衝撃値を劣化させるか否かについては現在でも議論のあるところで，筆者らは異相混在組織の衝撃特性

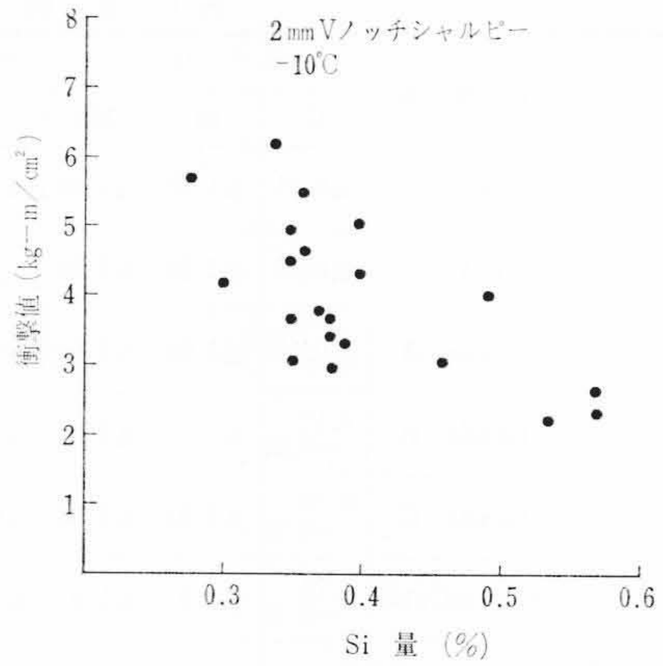


図17　衝撃値に及ぼすSi量の影響

図18　13% Cr 鋳鋼の鋳造組織の一例（×400）

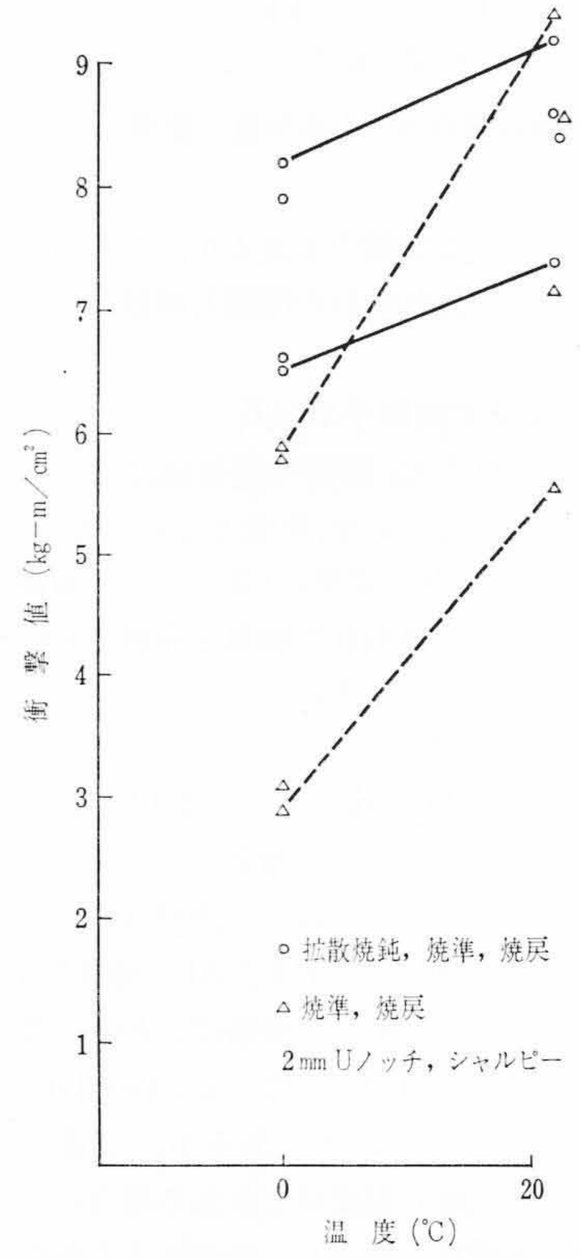
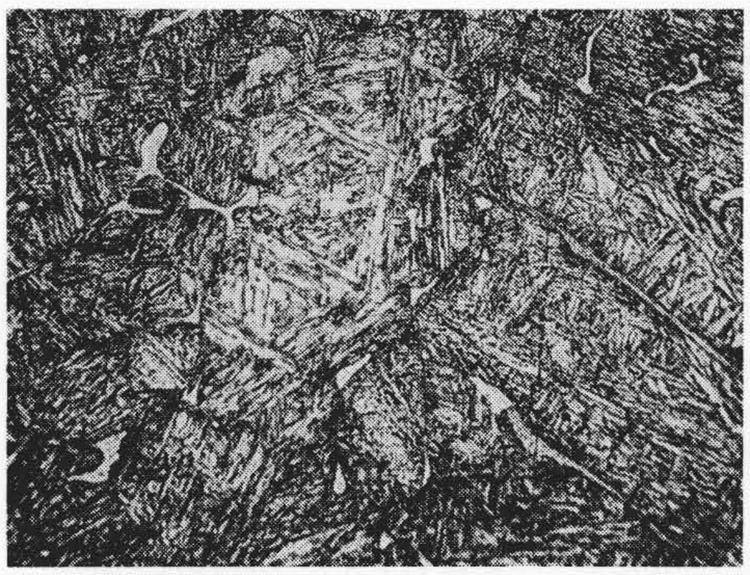


図19　衝撃値に及ぼす拡散焼鈍の影響

に関するM. A. Grossmann 氏[21]の研究結果から考えて，基地とほとんど同程度のかたさを有するデルタフェライトそのものが衝撃値を低下させることはないと考えている。やはり衝撃値を低下させるのは，デルタフェライト周辺の不純物の偏析であって，これが拡散除去されていく様子がデルタフェライト中のCrが拡散してデルタフェライトそのものが消失していく様子と類似している



(a) 焼準焼戻し

(b) 拡散焼鈍，焼準焼戻し

図 20　ミクロ組織に及ぼす熱処理の影響（×100）

ため解釈が混乱するものと考える。もちろんそういう意味でデルタフェライトの量は衝撃値に対する推定の一つの指針にはなる。

13% Cr 鋳鋼の衝撃値はまた，まれには一次晶粒界に炭化物が連鎖状に現出して大きく低下するような場合もあるが詳細は省略する。

5. 結　　言

炭素鋼鋳鋼 (SC 46)，2.5% Ni 鋳鋼 (LC-2)，13% Cr 鋳鋼などの実用材料について，それらが使用される温度範囲における衝撃特性とそれに影響する諸因子の効果について報告した。また今後研究すべきと思われる点についてもふれた。

鋳鋼品本体の諸性質は現在でもデータ不足で，機械構造部品としての鋳鋼品の評価にあいまいな点が多い。今後は特にこの点に重点を置いて調査を進めたいと考えている。

参　考　文　献

(1) たとえば，金属材料，Vol. 7, No. 8 (Aug. 1967)
(2) W. J. Jackson, G. M. Michie: The Low Temperature Impact Properties of Cast Steel, J. I. S. I. Vol. 187 (Oct. 1957)
(3) H. L. Rose, H. Weber: Mechanischen Eigenschaften in Schweren Stahlgußstücken, Giesserei, 50 Jahrg, Heft 20 (1963)
(4) F. Eisermann: Einfluss von Wanddicken und Reinheit des Einsatzes auf die Mechanischen Eigenschaften von Stahlguß, Giesserei 51 Jahrg, Heft 1 (1964)
(5) A. B. Everest: What does the Test bar Mean in Castings Specification, British Foundryman, Vol. 57 (Jun. 1964)
(6) E. Houdremont: Handbuch der Sonderstahlkunde
(7) R. W. Heine, P. C. Rosenthal: Principles of Metal Casting, Mc Graw-Hill
(8) 鉄鋼協会編：鋼の熱処理（丸善）
(9) 沖進：鋼鋳物，鋳造技術講座 ②（日刊工業新聞社）
(10) N. S. Krestshanowski: Hochwertiger Stahlguß, VEB Verlag Technik (1955)
(11) A. M. Hall: Nickel in Iron and Steel, John Wiley, 1954
(12) ステンレス協会：ステンレス鋼各国規格便覧 (1964)
(13) J. Koutsky: Einflu von Metallurgischen Faktoren auf die Sprödigkeit des 13% igen Chromstahles für Wasserturbinengußstücke Freiberger Forschungs Hefte (1962 B)
(14) F. B. Riggan, S. W. House, R. F. Gray: Melting and deoxidation of 12 per cent Chromium Steel, Proceedings of Electric Furnace Conf., A. I. M. E. (1961)
(15) C. E. Sims, G. A. Moore, D. W. Williams: Quantitative Experimental Investigation of Hydrogen and Nitrogen Content of Steel during Commercial Melting, Elec. Fur. Steel Proc., A. I. M. E., Vol. 106 5 (1947)
(16) E. von Rajakovics: Möglichkeiten zur Verbesserung der Kerbschlagzähigkeit bei 13 prozentigem Chromstahlguß, Giesserei, 50 Jahrg, Heft 1 (1963)
(17) G. M. Gills, S. Sweeney, J. Bradshaw: Factors Affecting the Properties of cast 13% Cr Steels, British Founclryman (Nov. 1966)
(18) J. Z. Briggs, T. D. Parker: The Super 12% Cr Steels, 1965, Climax Molybdenum Company
(19) K. Roesch, K. Zimmermann: Stahlguss, Verlag Stahl Eisen M. B. H. (1966)
(20) R. Küpfer: A New Cast Steel for Hydraulic Machinery, Sulzer Technical Review (Apr. 1966)
(21) M. A. Grossmann: Toughness and Fracture of Hardened Steels, Trans, A. I. M. E. Vol. 167 (1946)

第 31 巻　　日　　立　　第 6 号

目　　次

・グ　ラ　フ／去りゆく時代のスター
・解　　説：宇宙空間と天体の開発
　情報化社会への布石
　パーソナル・コンピュータ
・ル　　ポ：吾妻スカイラインをゆく
　ハイウエー・ロード・サービス
・P　R　コ　ー　ナ　ー
・カラースポット／加　熱　の　妙　技
・サ　イ　エ　ン　ス　ジョッキー

発行所　日　立　評　論　社　東京都千代田区丸の内1丁目4番地
　郵便番号 100
取次店　株式会社 オーム社書店　東京都千代田区神田錦町3丁目1番地
　郵便番号 101
　振替口座 東京 20018 番