

低温用 3.5% Ni 鋼の熱処理と熔接

The Heat Treatment and Welding of 3.5% Ni Steels for Low Temperature Service

根 本 正* 玉 村 建 雄* 渡 辺 潔*
Tadashi Nemoto Takeo Tamamura Kiyoshi Watanabe
永 山 幸* 一 海 俊 景**
Kō Nagayama Toshikage Ikkai

内 容 梗 概

低温用材料として一般に使用される 3.5% Ni 鋼板 2 種を選び、その素材試験、熱処理および熔接性について実験し、さらに熔接については手熔接とヘリアーク熔接ならびに自動化を目的としたシグマ熔接法を用いた場合の心線の適正組成範囲と最適熔接条件を調査した。この結果、素材鋼板中央部の機械性が若干低下し、また異方性が認められた。また低温特性は焼入焼戻を行うことにより増大し、成分的には C が少なく Ni が多いほどすぐれている。熔接性は C が低いものほど熔接熱影響部の硬化が少なく予熱温度を低くしうる。

手熔接の場合は 2.5% と 3.5% Ni 鋼棒のいずれも良好な低温衝撃特性を示していた。またオーステナイト熔接棒も使用することができるが、棒種によっては境界部の衝撃値の低下するものもある。初層熔接に用いるヘリアーク熔接は最も良好な結果を示した。自動熔接としてはシグマ熔接法を採用して実験したが、適正な化学組成の心線と熔接条件を採用することにより熔接の能率も良く、製品の安定した品質が期待できる。

1. 緒 言

最近石油化学工業の進歩に伴い、低温材料に関する調査研究が要望されてきた。たとえば、エチレン製造装置には極低温 (-101°C) まで降下する部分がある。このような低温で使用する材料としてはステンレス鋼、銅または銅合金および Ni 鋼が知られているが、前者は高価のため使用範囲は特殊な部分に限定され、一般には Ni 3.5% を含有する低 C 鋼 (ASTM A-203) が用いられるようになったので、本鋼の熱処理と熔接に関する一連の実験を行った。

なお本実験に先立ち、数種の 3.5% Ni 鋼を用いて、熱処理による機械的性質の変化について基礎実験を行った⁽¹⁾が、ここでは低温プラントの設計と加工法を確立するため、特に低温衝撃特性を重点に、(1) 3.5% Ni 鋼の諸性質と熔接性について、偏析の状況、異方性、熱処理による衝撃値の改善、ジョミニー試験と連続冷却変態図、および最高硬度試験などを行い、つぎに(2)被覆アーク熔接、ヘリアーク熔接ならびにシグマ熔接について心線の適正組成範囲と最適熔接条件を選定する実験を行った。

以上の諸調査の結果 3.5% Ni 鋼を用いて、鋼材、熔接部ともに A-300 の低温衝撃規格を上回る良好な施行条件が確立したので、ここに取りまとめて報告する。

2. 試料および実験方法

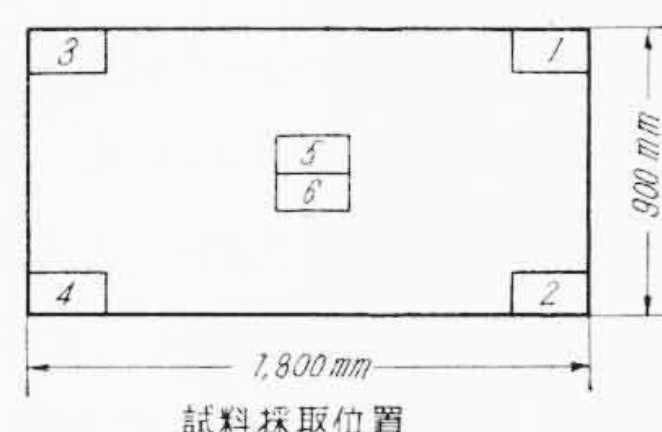
2.1 素材試験と熱処理および熔接性

2.1.1 試 料

試料は A, B 2 種の 3.5% Ni 鋼板 ($1,800 \times 900 \times 25$ t

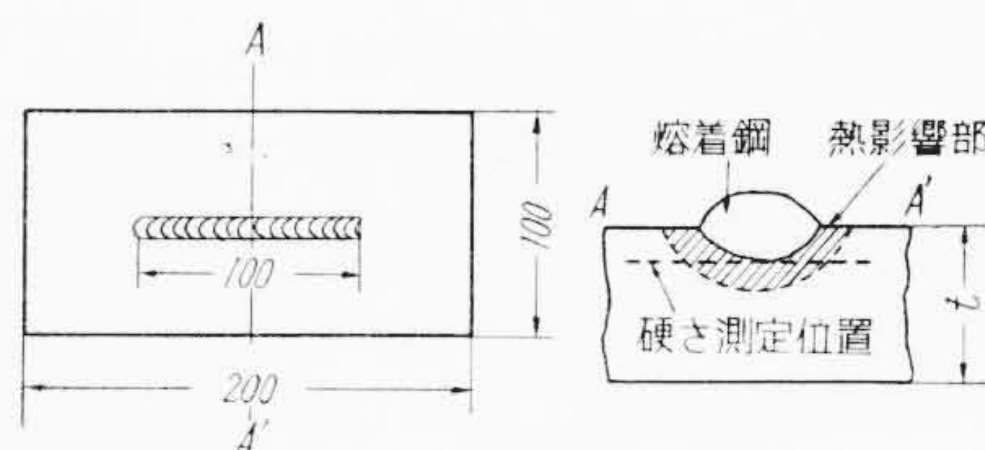
* 日立製作所日立研究所

** 日立製作所笠戸工場



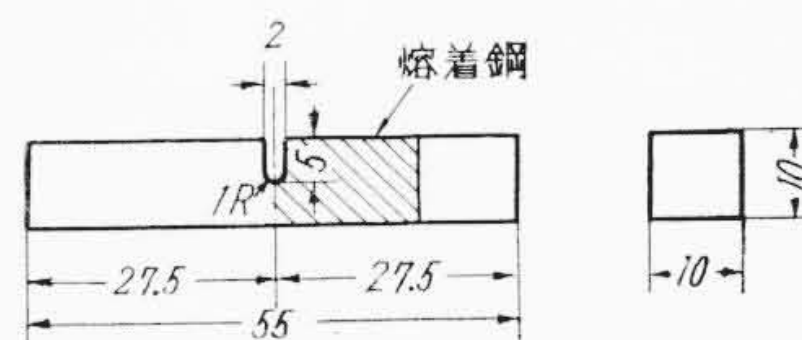
試料採取位置

(A)



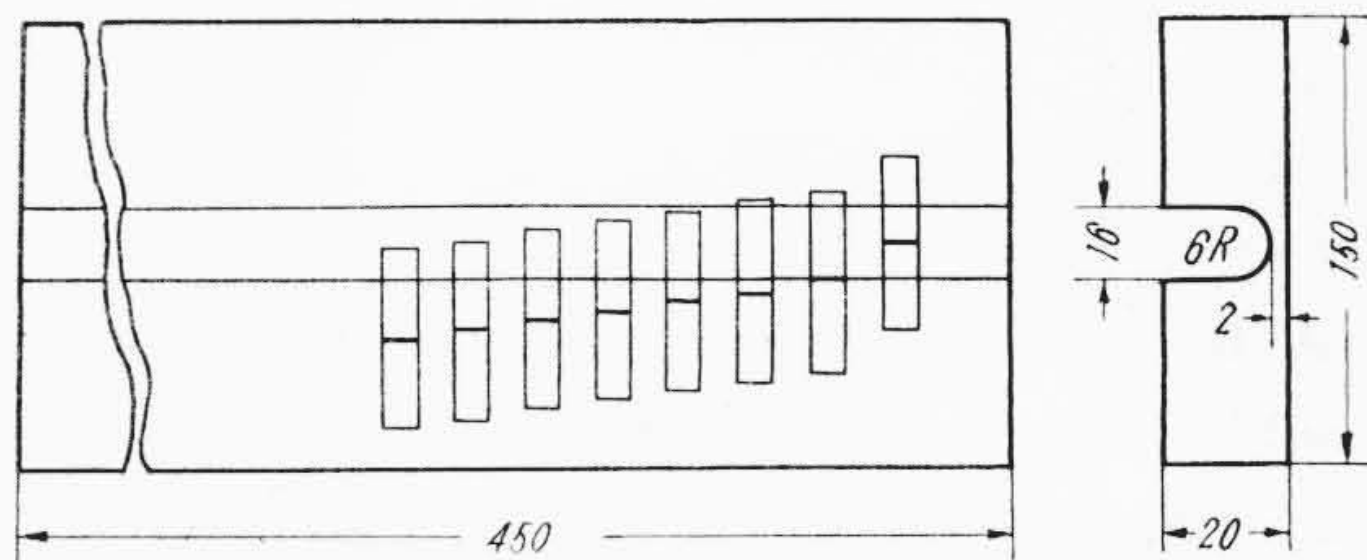
最高硬さ測定試験片採取方法 (mm)

(B)



境界部の衝撃試験片 (mm)

(C)



熔接熱影響部の衝撃試験片採取方法 (mm)

(D)

第1図 試験片採取方法

または $1,800 \times 900 \times 22$ t) を使用した。第1表は試料の化学成分および機械的性質を示す。なお, ASTM の規格⁽²⁾(A-203)を付記したが, 両鋼板ともこの規格を満足していることがわかる。

2.1.2 実験方法

(1) 素材試験

受入状態のままの鋼板について, その性質を調査するため次の実験を行った。

(a) 偏析調査

B鋼板を使用し, 鋼板の4隅部と中央部の6箇所から検鏡, 分析および機械試験片とを採取し(第1図A), 各位置の化学組成と機械的性質を明らかにするとともに, 組織の比較をも行った。

(b) ノッチ形状による衝撃抵抗の変化

A鋼板を用いて, 低温衝撃試験における試験片ノッチの形状が遷移温度に及ぼす影響を明らかにするため, 鋼板の圧延方向より2 mmU, 2 mmVおよび5 mmUの3種のノッチを有する有溝衝撃試験片を採取し, 室温から -100°C の各温度における衝撃試験を行った。

(c) 異方性による衝撃抵抗の変化

A, B 両鋼板について異方性による衝撃抵抗の変動をみるために, 鋼板の圧延方向とこれに直角の方向から試験片を採取し, 5 mmUの有溝試験片(以下特記しない場合はいずれもこれによる)により, 室温から -180°C の各温度における衝撃試験を行った。

(2) 熱処理による衝撃抵抗の変化

前述の基礎実験の結果, 本鋼種のすぐれた低温強度をうるためには焼入焼戻が最も有効であることが知られたので, 両鋼板について 850°C 油冷 $\rightarrow 650^{\circ}\text{C} \times 1$ h 空冷および 850°C 空冷 $\rightarrow 650^{\circ}\text{C} \times 1$ h 空冷の熱処理を施したのち, 室温から -180°C の各温度において衝撃試験を行い, 熱処理の衝撃抵抗に及ぼす影響を調べた。

(3) ジョミニ試験および連続冷却変態図

A, B 両鋼板について, 焼入温度 $1,200^{\circ}\text{C}$ に30分保持したのち一端焼入れを行い, 水冷端からの距離と硬さの関係を求めた。また, このジョミニ試験を応用したLiedholmの方法により, 最高加熱温度 $1,200^{\circ}\text{C}$ の場合の連続冷却変態図(以後C.C.T.曲線と称する)を決定した。

(4) 熔接性試験

(a) 予熱温度の影響

A, B 両鋼板の圧延方向から $100 \times 200 \times 22$ tの試料を採取し, 室温および 100°C , 200°C の予熱を施したあと, 2.5% Ni 鋼系電弧熔接棒(4φ)を用いて第1図(B)に示すように試料中央に長さ約100 mmの単層熔接を行い, 中央部においてビードと直角のA-A'面で切断し, 熔接熱影響部の硬さ(Hv)分布を測定し, 最高硬さ(以

後 $H_{\max}$ と称する)および組織に及ぼす予熱温度の影響について検討した。

(b) 熔接熱影響部の低温特性

B鋼板から $450 \times 150 \times 22$ tの試料を採取し, これにU形開先部を設け, オーステナイト系電弧熔接棒(4φ) HD-309 Mo(21 Cr-11 Ni-2 Mo 鋼)を用い, 室温においてDC150A 逆極性により多層熔接を行い, 第1図(C)の要領で熔着鋼, 境界および熱影響部から衝撃(5 mmUノッチ), 硬さおよび検鏡試験片を採取し, この場合の低温特性を究明した。さらに熱影響部を $650^{\circ}\text{C} \times 1$ h または3 h 焼戻したあと, 同様の実験を行った。

2.2 熔接棒と各種熔接試験法

一般に用いられる施工法は次の四つである。

手 熔 接	被覆アーク熔接法
	ヘリアーク熔接法
自動熔接	シグマ熔接法
	ユニオンメルト熔接法

上の四つの施工法で3.5% Ni 鋼の熔接を可能にするため, 種々の市販熔接棒を購入し, または日立製作所日立研究所で各種心線を自家製作し, それらの熔接棒の最適化学組成の決定および最適熔接条件の選定を目的として以下の実験を行った。

なおユニオンメルト熔接法については現在引続き研究中であり, おって報告する。

2.2.1 熔接実験方法

AおよびB鋼板に第1図(C)に示すようにU開先をとり各種熔接棒を用いて熔接条件を系統的に変化させて熔接を行い, X線検査後その熔接部から8 mm径の全熔着金属の引張試験片と5 mmUノッチのシャルピ衝撃試験片をとりまた組織, 硬さ, 化学組成などを調査した。

熔接部は熔接のままと $650^{\circ}\text{C} \times 1$ h 炉冷の応力除去焼鈍したものについて試験を行った。また熔接継手部の衝撃強さは第1図(C)に示す要領により採取した試験片(境界から6 mmまで)について低温衝撃試験を行った。

2.2.2 熔接棒の種類と熔接条件

(1) 被覆アーク熔接

使用した被覆アーク熔接棒は第2表に示す。低Ni鋼棒には心線自体にNiを含有するものとフラックスからNiを添加するものがある。日立製作所製棒ははじめに約30種類の棒を試作検討しその中の最も良好なものにつき全熔着金属試験を行った。熔接条件は4 mm棒で電流150~160 A, 予熱温度 150°C ストレート・ビードにて多層熔接を行った。

(2) ヘリアーク熔接

ヘリアーク熔接はC, Si, Mn, Niの量を変えた12

第1表 試料の化学成分と機械的性質

	化 学 成 分 (%)						機 械 的 性 質			
	TC	Si	Mn	P	S	Ni	T.S (kg/mm ²)	Y.P (kg/mm ²)	E (%)	Impect (kg-m) 5 mmUノッチ -100°C
A 鋼板	0.11	0.29	0.53	0.009	0.010	3.35	54.7	38.7	36.3	3.2
B 鋼板	0.04	0.15	0.74	0.017	0.013	3.55	49.5 49.9	37.6 38.4	29 30	3.90 4.70
規格値 ASTM A-203	<0.17	0.15 ~0.30	<0.80	<0.035	>0.04	3.25 ~3.75	>45.0	>26.0	>21.0	※ >2.07

※ シャルピー 5 mmUノッチで -150°F(-101°C)における衝撃値が3個平均 15 ft-lb(2.07 kg-m)以上 ただし1個 10 ft-lb(1.38 kg-m)以上

第2表 使用被覆アーク熔接棒の種類

大 別	細 別 鋼 種	銘 板	品 数
低 Ni 鋼 棒	2.5% Ni 鋼	市販品と輸入品	2
	3.5% Ni 鋼	市販品と社内製品	3
ステンレス鋼棒	309	輸 入 品 と 社 内 製 品	1
	316L		1
	310		2

第3表 ヘリアーク熔接条件

電 流 (A)	電 圧 (V)	速 度 (mm/min)	棒 径 mm	層 数	予 熱 °C
150~250	15~25	100~200	3.2 4.0	15~25	250~400

種の心線を用いて実験した。棒は熔接前に表面をペーパーで磨き、開先部は熔接前にグラインダまたはワイヤブラシで清浄化して熔接した。熔接条件は第3表に示すとおりである。

熔接はヘリアーク特級熔接工が担当した。ヘリアーク熔接は冷却速度がはやいのでほかの熔接法に比較し、予熱温度を高くしないとき裂発生の危険があるので、これについても検討した。

(3) シグマ熔接

使用した熔接機は大阪変圧器製SM-32形で、各種成分範囲を系統的に変えた20種の心線を用いて実験した。

熔接条件は第4表に示すとおりである。遮蔽用アルゴンには中心部を流れるページ・アルゴン(P_{Ar})と外側から出るシールド・アルゴン(S_{Ar})とがあり、P_{Ar}は純Arを用い、S_{Ar}は5%, 3%, 1% O₂入Arを使用した。主として用いたのは5% O₂入Arで、O₂量を変えた場合の熔接部の化学組成の変動と機械的性質についても調査した。

3. 実験結果および考察

3.1 素材試験と熱処理および熔接性試験

3.1.1 素材試験

(1) 偏析調査

第5表は鋼板各位置の化学成分を示す。成分的には

第4表 シグマ熔接条件

棒径 mm	電流値 (A)	電圧 (V)	熔接速度 (mm/min)	アルゴン流量 (f ³ /h)		層数	予熱 (°C)	応力除去 焼 鈍
				S _{Ar}	P _{Ar}			
24	DCRD 300~400	25~28	300~400	30~45	10~15	6~10	150 ~300	650°C ×1 h 炉 冷

第5表 鋼板各位置の化学成分(%)

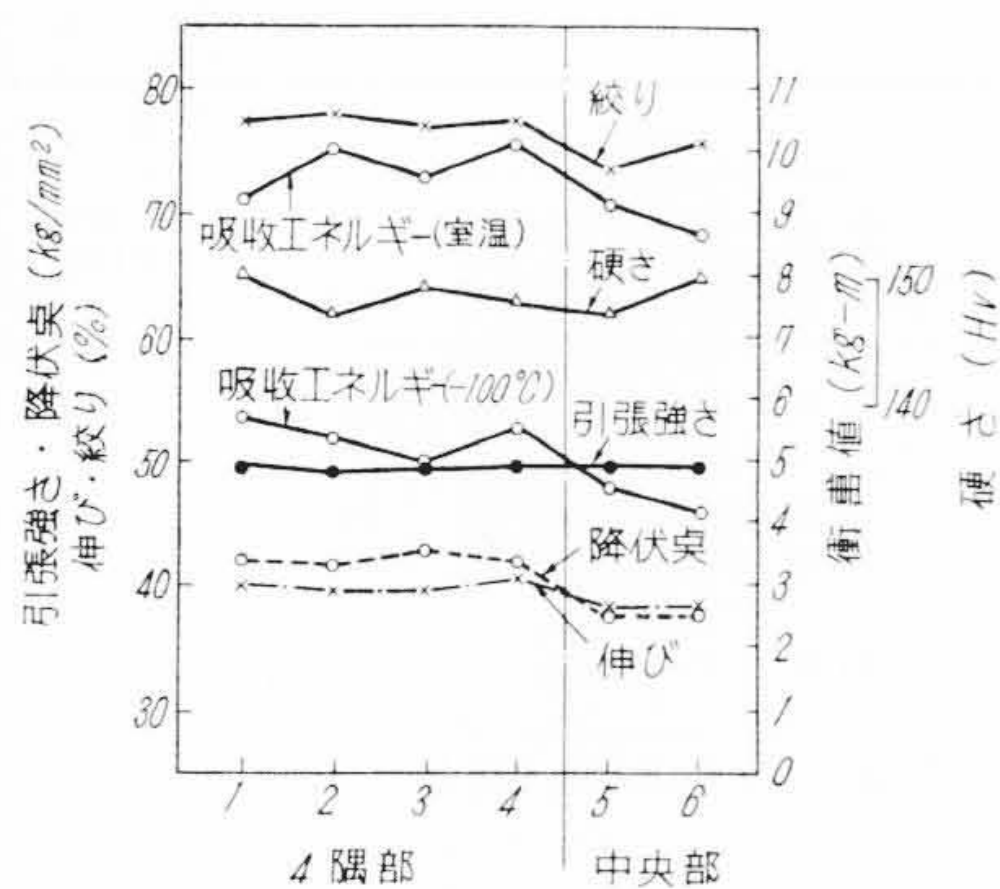
	TC	Si	Mn	P	S	Ni
1	0.04	0.07	0.71	0.006	0.009	3.53
2	0.02	0.07	0.69	0.005	0.010	3.50
3	0.03	0.05	0.69	0.008	0.008	3.53
4	0.02	0.05	0.70	0.006	0.008	3.50
5	0.02	0.07	0.70	0.005	0.008	3.50
6	0.02	0.04	0.97	0.005	0.007	3.52

ほとんど差は認められないが、全般的にCおよびSiが低く、またPおよびSも極端に低くなっており、製鋼時における原料あるいは製鋼法などは特に吟味されていると思われる。Niの分布も均一でほぼ3.5%を示している。第2図は受入れ状態の鋼板各位置の機械的性質を示す。これらの値はいずれも規格値を満足しているが、4隅部と中央部とを分離して考えると、降伏点、伸び、絞りおよび衝撃抵抗に多少の差を生じ、中央部が若干低い値を示している。これは調質時の質量効果も一因をなしているものと推察される。

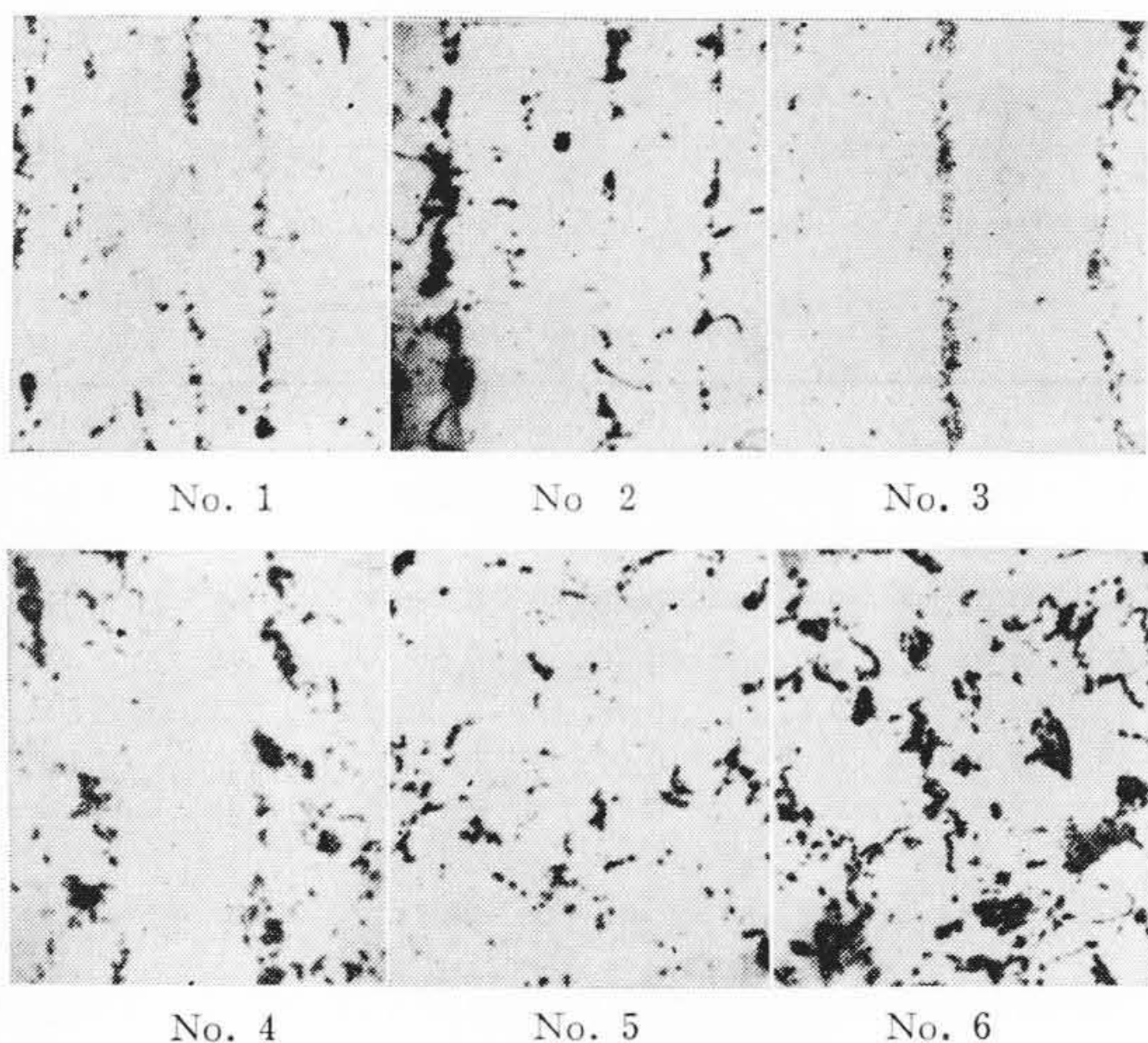
第3図は鋼板各位置の顕微鏡組織を示す。写真は圧延方向に対して直角の断面を観察した結果である。また非金属介在物あるいは炭化物などの化合物の分布状態は検鏡の結果鋼板位置による差はほとんど認められなかった。

(2) ノッチ形状による衝撃抵抗の変化

第4図は衝撃試験片のノッチ形状が吸収エネルギーに及ぼす影響を示す。常温における値は2 mmU, 2 mmV, 5 mmUの順序で低くなりVノッチのために生ずる切欠効果は特に現われない。しかし-25°C以下では明らかに切欠による影響がみられ、衝撃抵抗は2 mmU, 5 mmU, 2 mmVの順序で低下する。試験温度が-50°C付近までは2 mmUと5 mmUノッチとの間にかなり差異が認められるが、-80°Cになるとほと



第2図 鋼板各位置の機械的性質

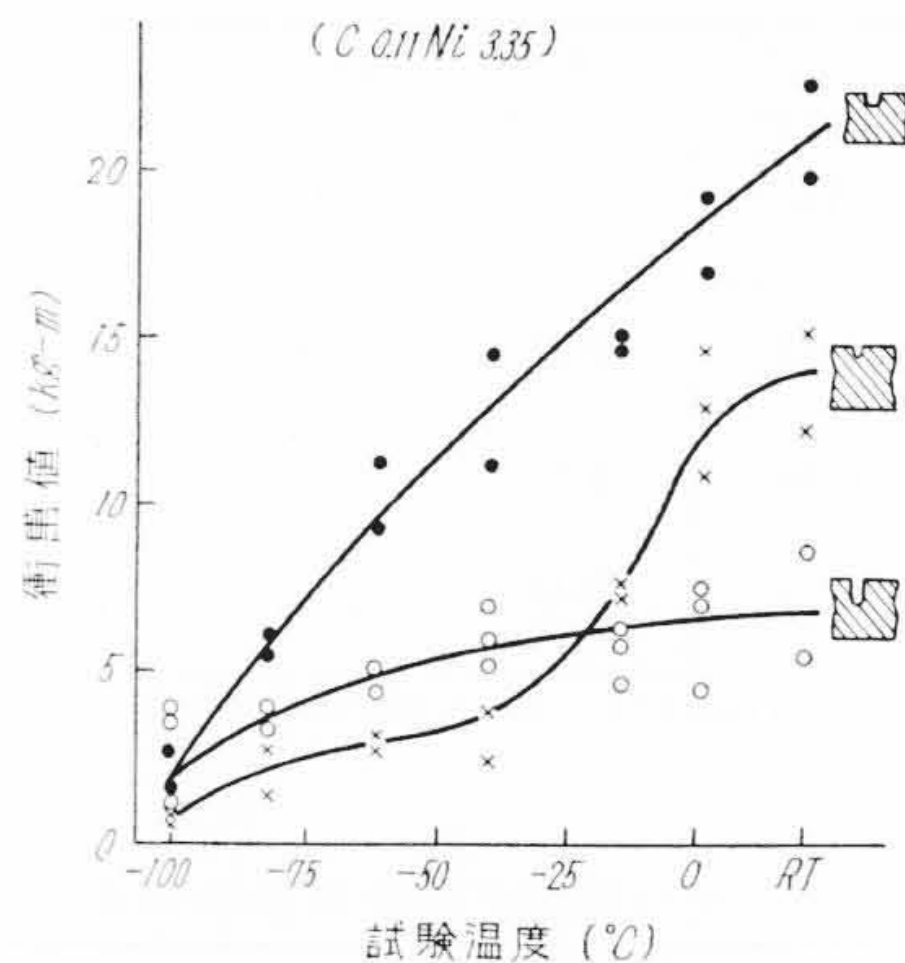
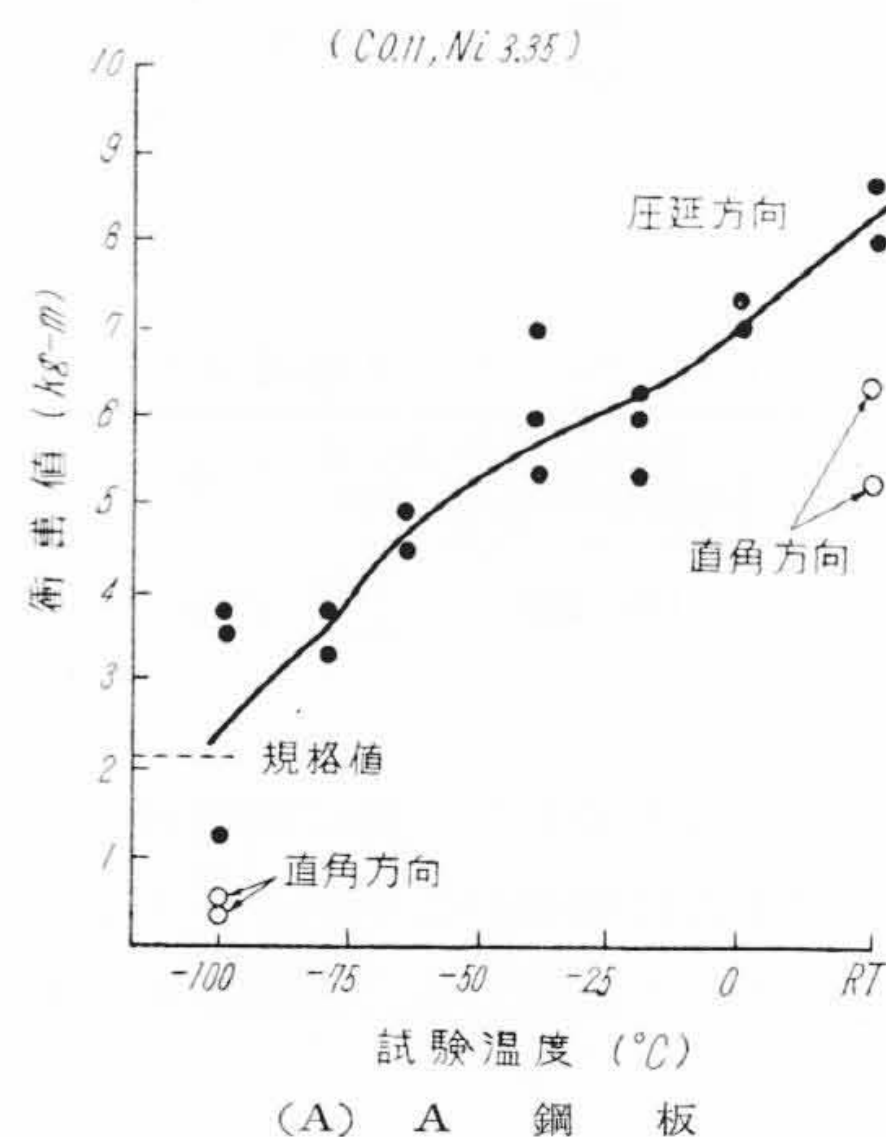


第3図 鋼板各位置の顕微鏡組織 (×400)

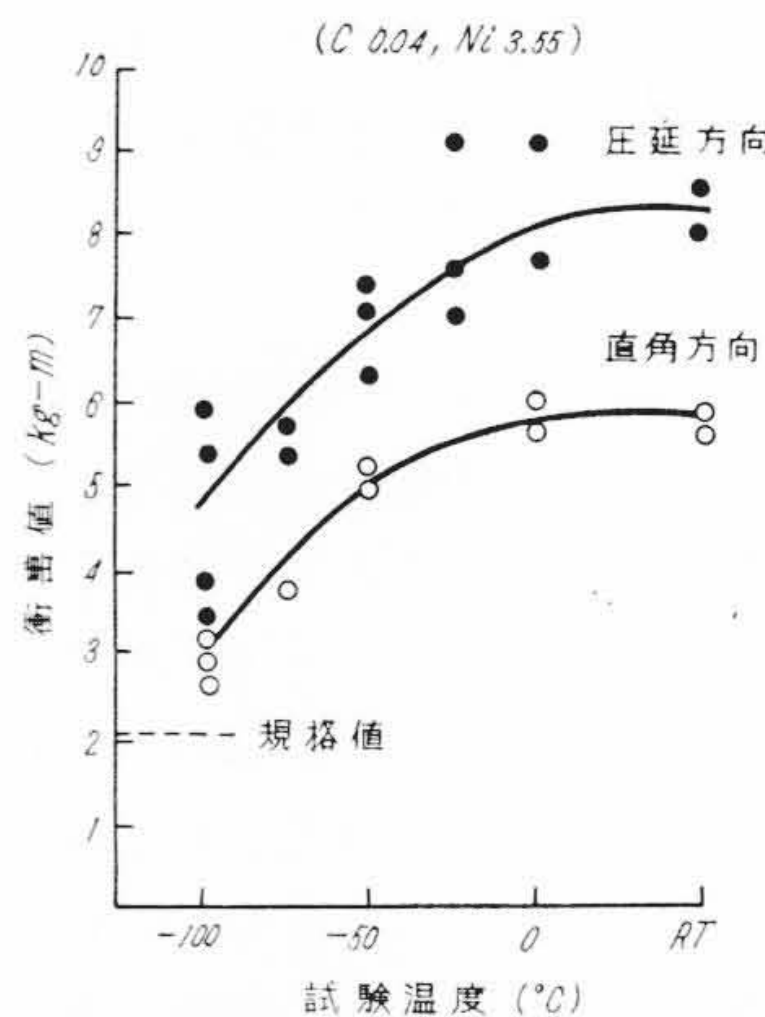
んど差異が認められない。さらに -100°C ではいずれも脆性破面を示し、ノッチ形状による差は認められない。また衝撃抵抗が急激に低下する温度をもって遷移温度とすれば、Vノッチの場合は 0°C 付近であり、Uノッチの場合には明らかでない。すなわち、本鋼の有溝衝撃試験においてはノッチの深さよりもむしろノッチ先端の角度および半径が小となるほど遷移温度が明瞭に現われる。また一般に低温用鋼の切欠脆性を判定するにはVノッチによる衝撃試験がより敏感であると考えられているが⁽³⁾⁽⁴⁾、本実験においては前述の ASTM の規格を採用し、延性遷移を求めるために 5 mmU ノッチによる試験を行った。

(3) 鋼板の異方性

第5図は A、B 両鋼板の異方性による衝撃抵抗の変化を示す。両鋼板はいずれも圧延方向のほうが衝撃抵抗は大である。A 鋼板の場合{第5図(A)}、室温では B 鋼板と同程度の値を示すが、 -100°C では圧延方向が規格値をやや上回り、直角方向の場合はすべて規格値以下の値を示す。次に B 鋼板{第5図(B)}は各温度において圧延方向のほうが直角方向より約 2 kg-m 高

第4図 ノッチ形状による衝撃抵抗の変化
(A 鋼板圧延方向より試験片採取)

(A) A 鋼板

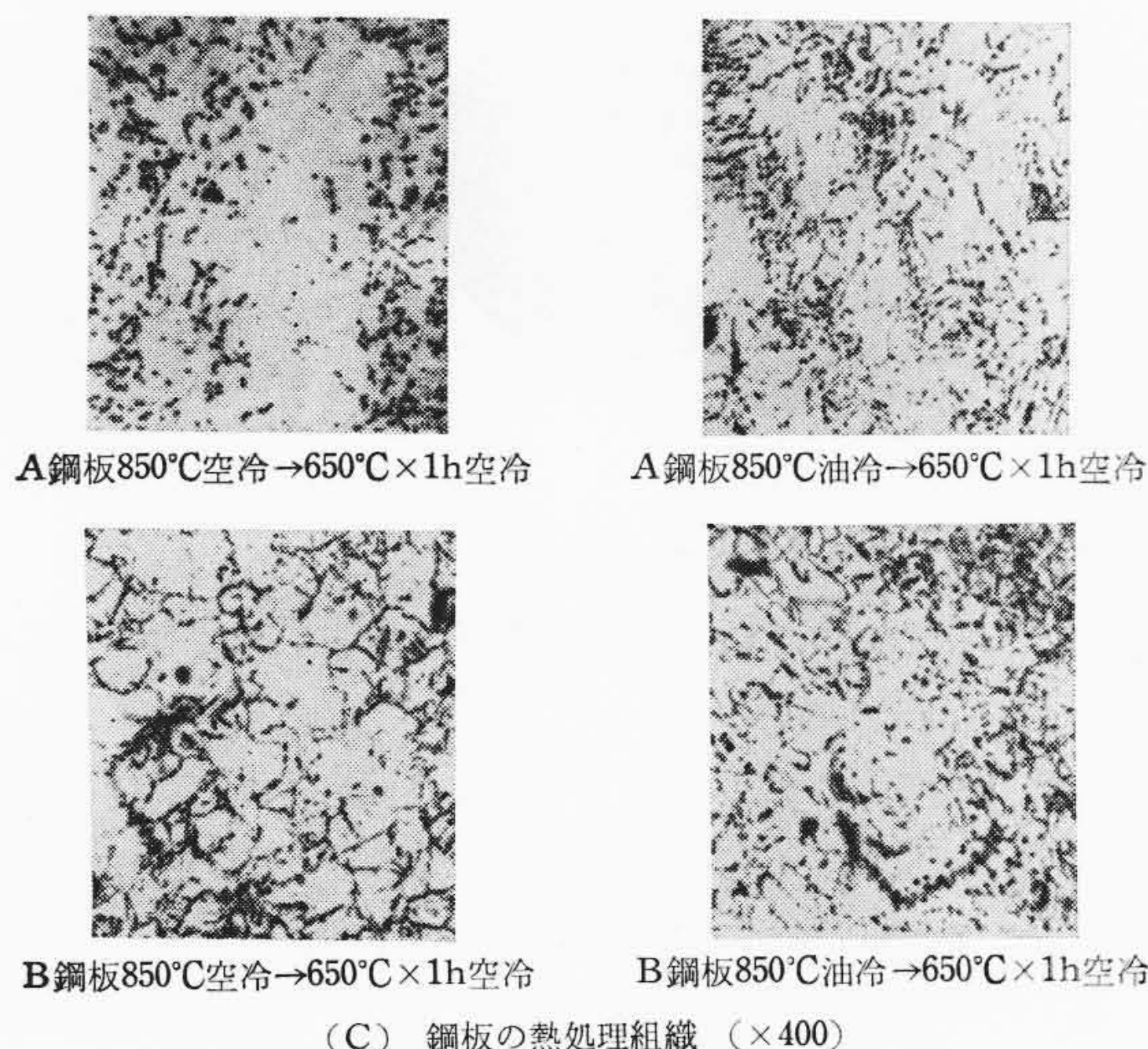
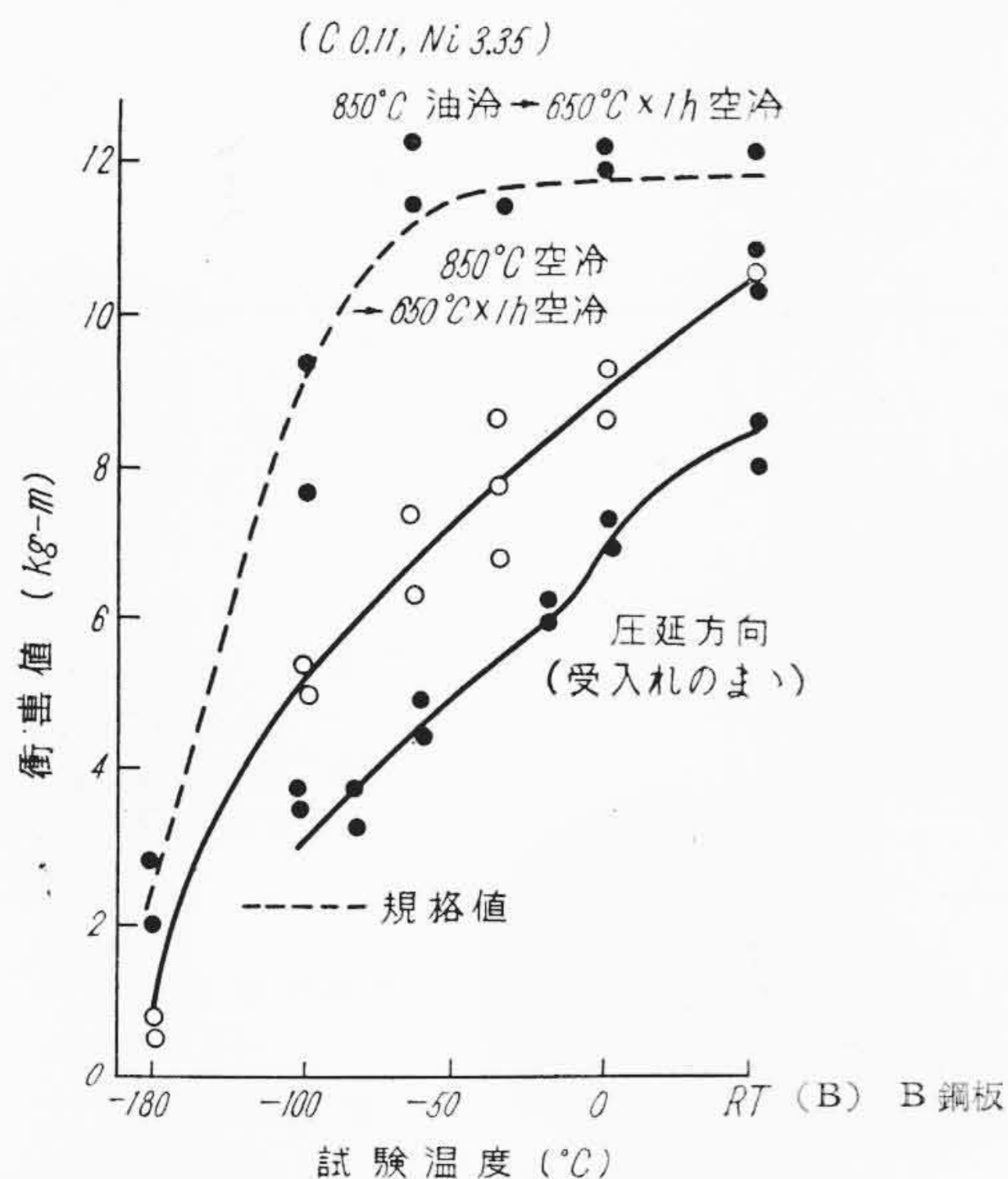
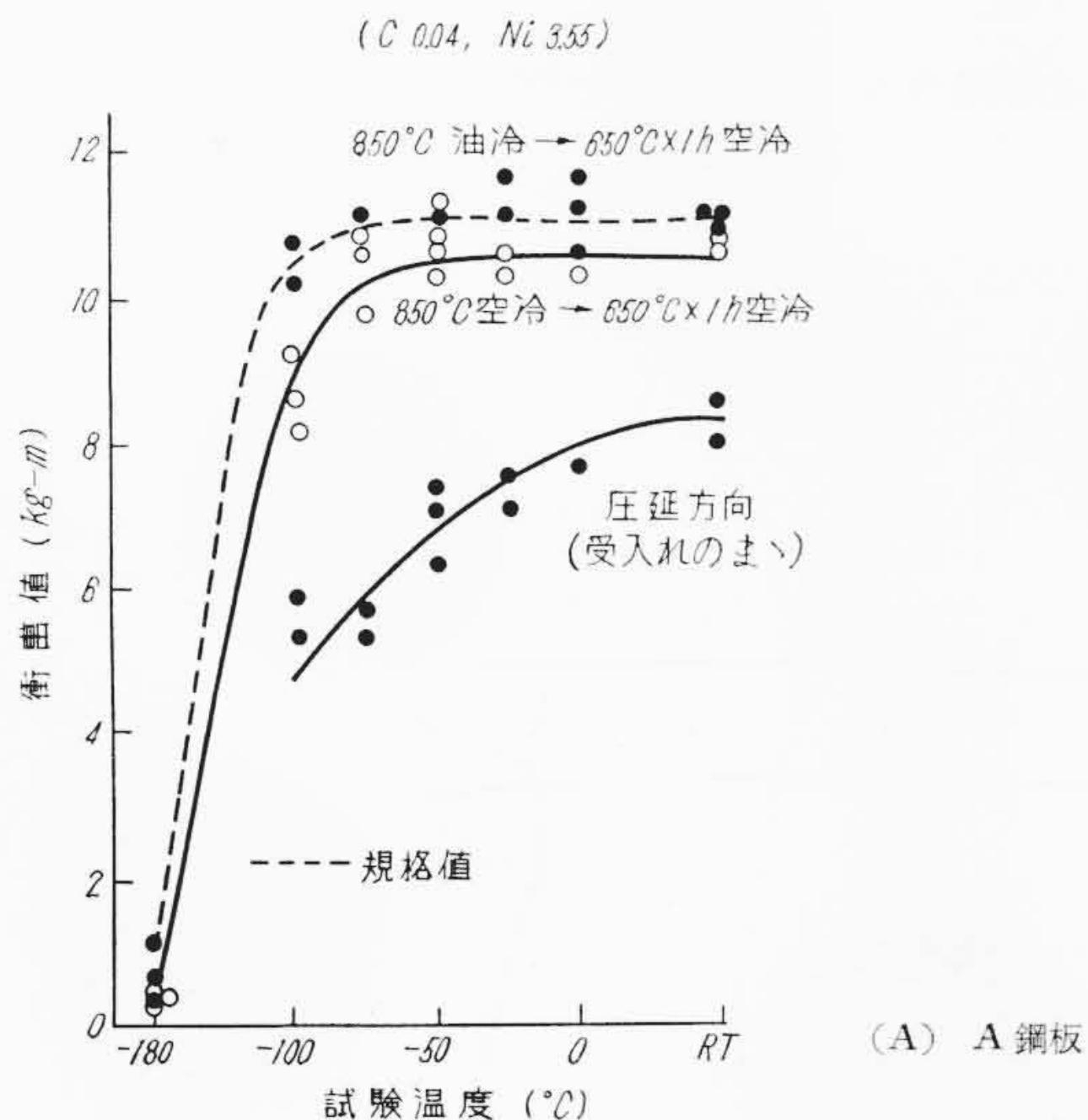


(B) B 鋼板

第5図 異方性による衝撃抵抗の変化
(5 mmU ノッチ)

い値を示し、 -100°C においては両方向とも規格値を相当上回る良好な性質を示した。

この結果から両鋼板ともその方向によって明らかに性質の異なることを示したが、含有 C 量の少ないほど、



第 6 図 熱処理による衝撃抵抗の変化

また Ni 量の多いものほど低温特性がすぐれ、このことは基礎実験において確認された結果とまったく一致する⁽¹⁾⁽⁶⁾⁽⁷⁾。

3.1.2 熱処理による衝撃抵抗の変化

第 6 図は A、B 両鋼板について 850°C 油冷 → 650°C × 1h 空冷および 850°C 空冷 → 650°C × 1h 空冷の 2 種の熱処理を施した場合の衝撃特性の変化を示す。この熱処理によって鋼板の衝撃抵抗は増大し、-100°C においていずれも規格値をはるかに上回る値を示した。焼戻しにおいては焼入れどきの冷却速度が大なるほど高い衝撃抵抗を示すことはすでに基礎実験により確かめられたところであり⁽¹⁾⁽³⁾⁽⁵⁾、油冷と空冷とを比較すれば、前者のほうがより高い靱性を示す。延性遷移温度は試験温度を -180°C まで下げた結果明瞭に判定できるようになり、A 鋼板{第 6 図(A)}においては -70° ~ -80°C、B 鋼板{第 6 図(B)}においては -100°C と推定される。第 6 図(C)は両鋼板の熱処理組織で冷却速度が大きいほうが緻密な組織を示している。

以上の結果から低温特性に及ぼす熱処理の影響としては、一般に焼鈍よりも焼入れ焼戻しが有効である。結局、残留応力が少なくフェライト粒度が小さくかつ炭化物がソルバイト状に分布したものが低温用鋼としてよい結果を示すことが知られた。

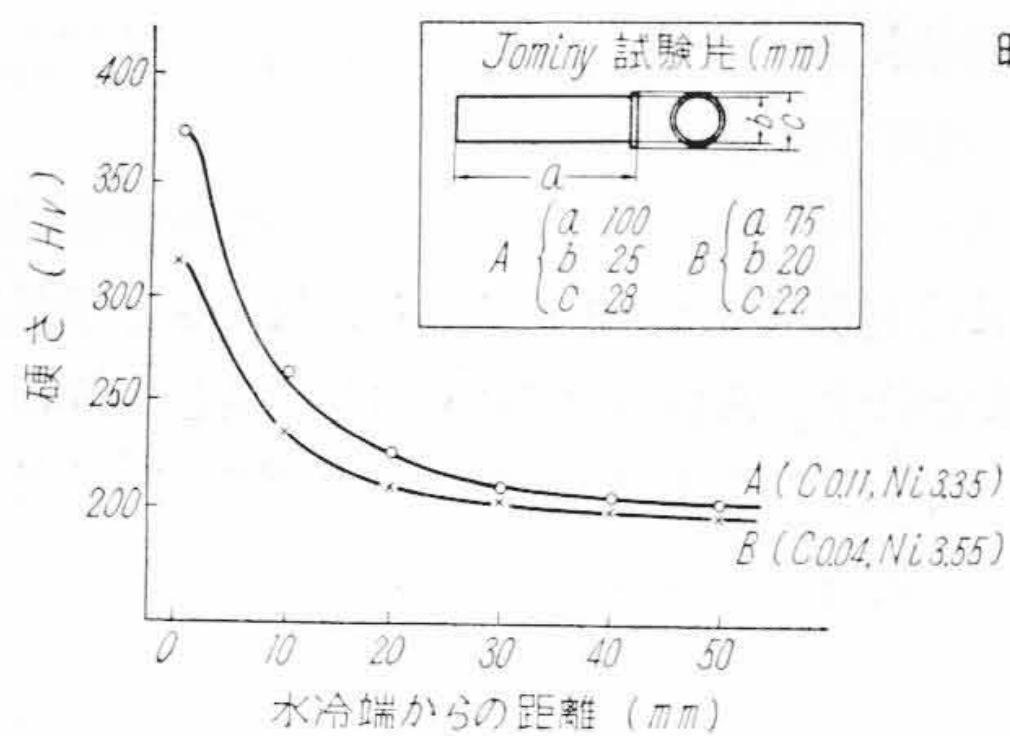
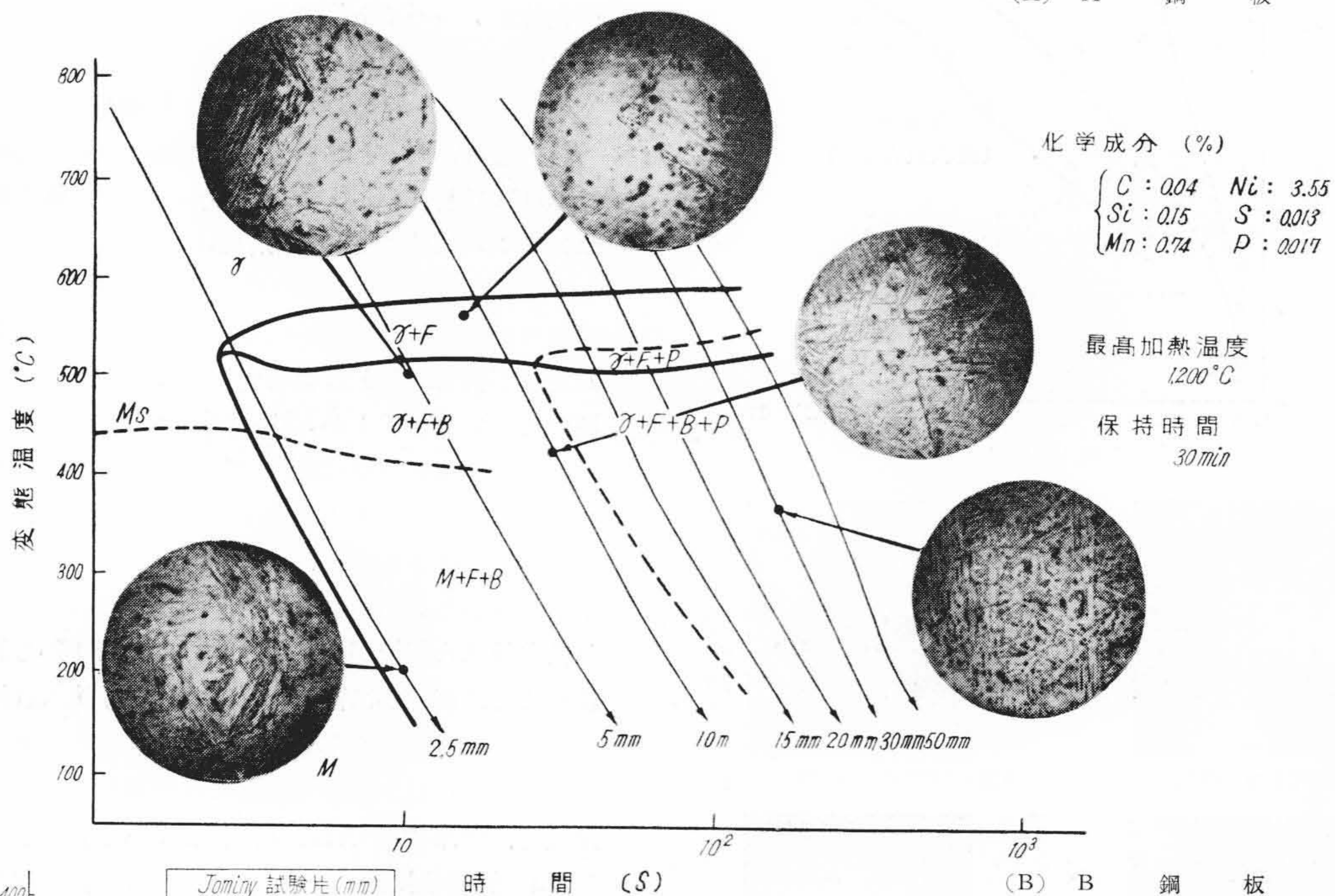
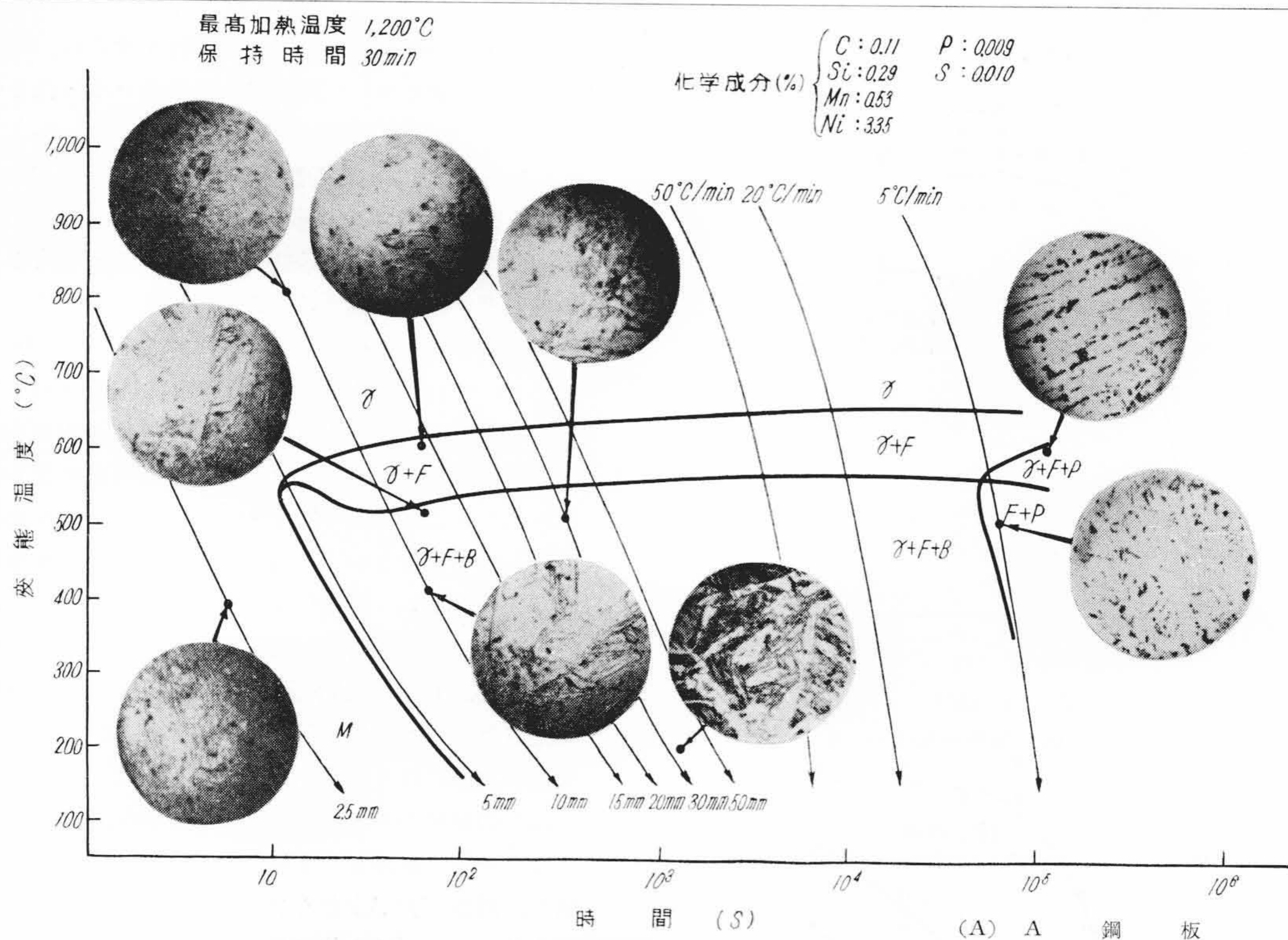
3.1.3 ジョミニ試験および C. C. T. 曲線

第 7 図(A)、(B)は A および B 鋼板の最高加熱温度 1,200°C の場合の C. C. T. 曲線を示し、また第 7 図(C)はジョミニ試験により水冷端からの距離と硬さ (Hv) との関係求めた焼入れ性曲線である。A 鋼板の場合、臨界冷却速度は水冷端から 4 ~ 5 mm 離れた位置の冷却速度が約 20°C/S に相当する。これよりおそい速度範囲ではフェライトが 570 ~ 630°C で析出し、またベイナイト変態は約 500 ~ 550°C で生起するが、Ni を含有するためにパーライト変態は生じにくい。つぎに B 鋼板の場合にはさらに C 量が低いために、臨界冷却速度は水冷端から 2 mm 位置の冷却速度に相当する。焼入れ性曲線は A 鋼板が B 鋼板に比べて水冷端から 30 mm 位置までは明らかに高い値(Hv)を示し、焼入れ性がよいために熔接熱影響部も相当硬化するものと考えられる。30 mm 以上離れた位置では両鋼板とも硬さに大差なく、空冷状態ではほぼ同程度である。

3.1.4 熔接性試験

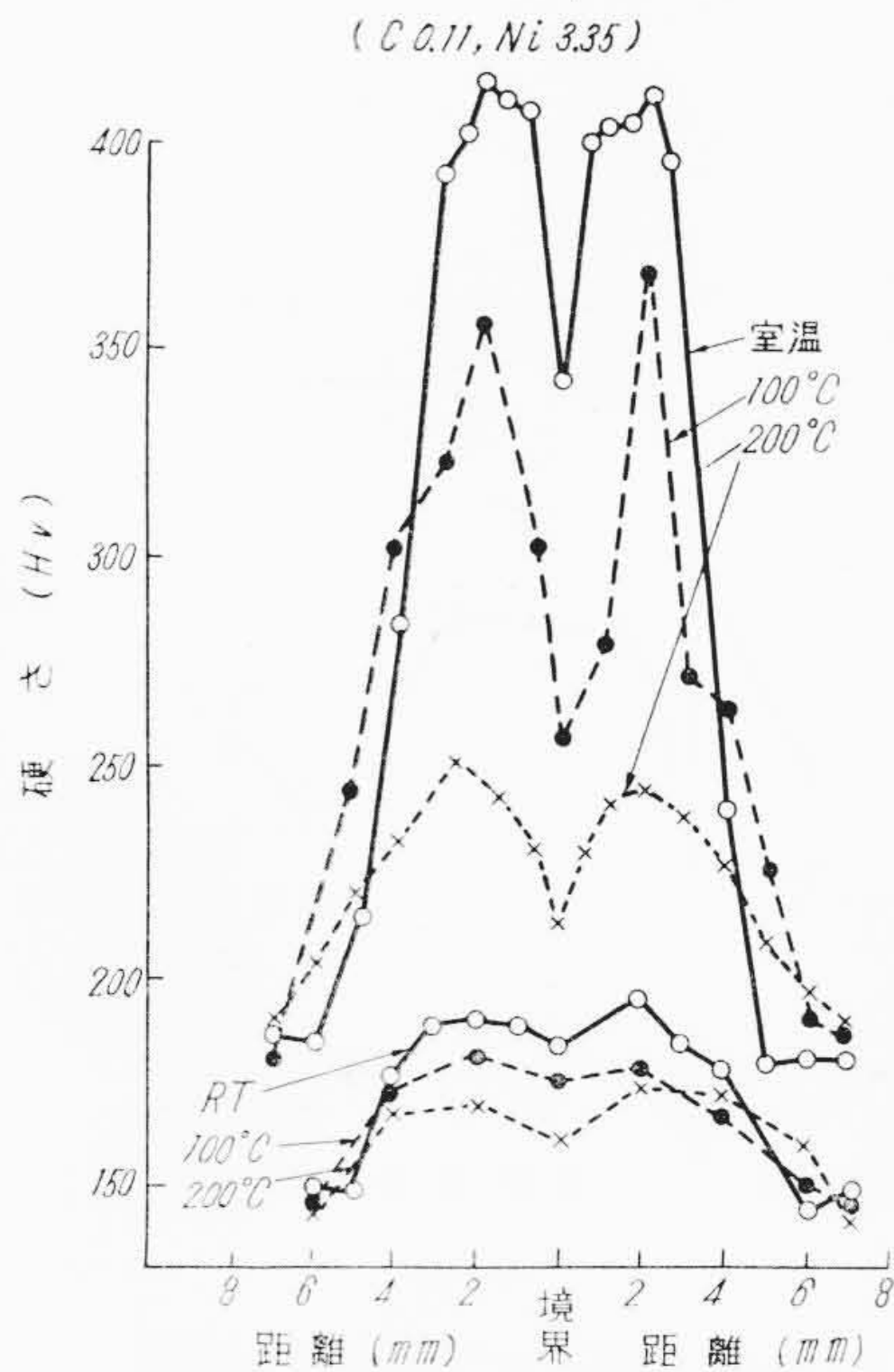
(1) 予熱温度の影響

第 8 図(A)、(B)は両鋼板について熔接熱影響部の硬さ分布(Hv)を測定した結果であり、H_{max}と予熱温度との関係を示す。A 鋼板においては室温と 200°C 予熱の場合では H_{max} に約 160 の差を生ずるが、熔接後 650°C × 1h の応力除去焼鈍を行えば予熱の影響は急激

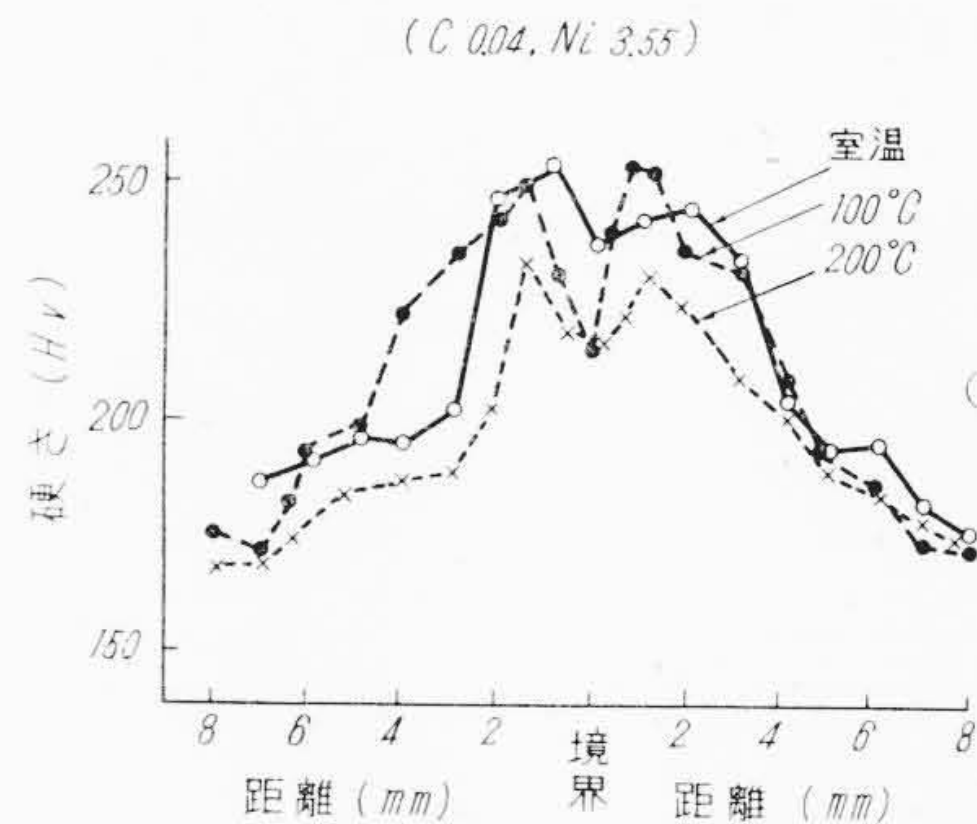


第7図 3.5% Ni 鋼の連続冷却変態図
および焼入性曲線

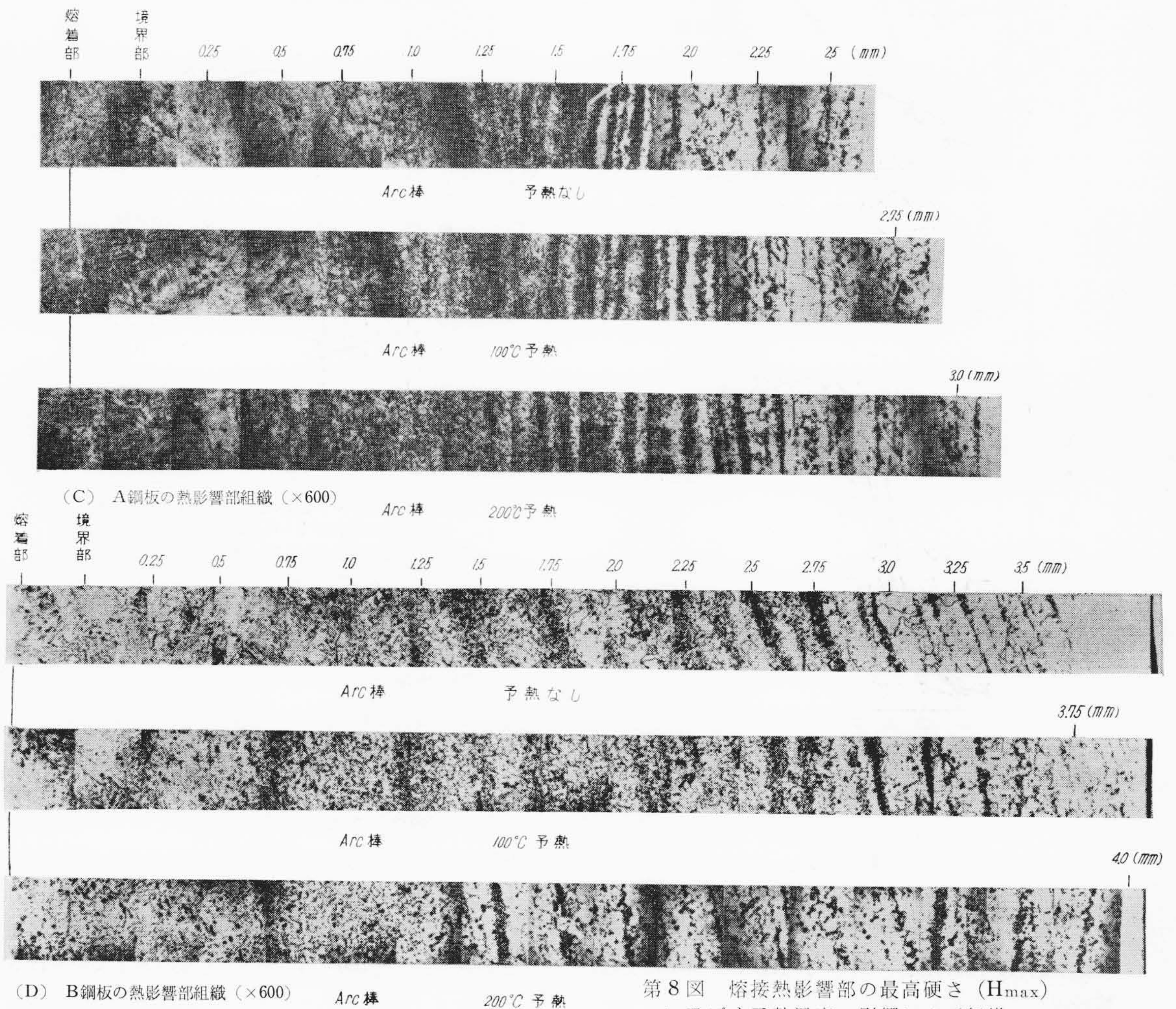
(C) 焼入性曲線



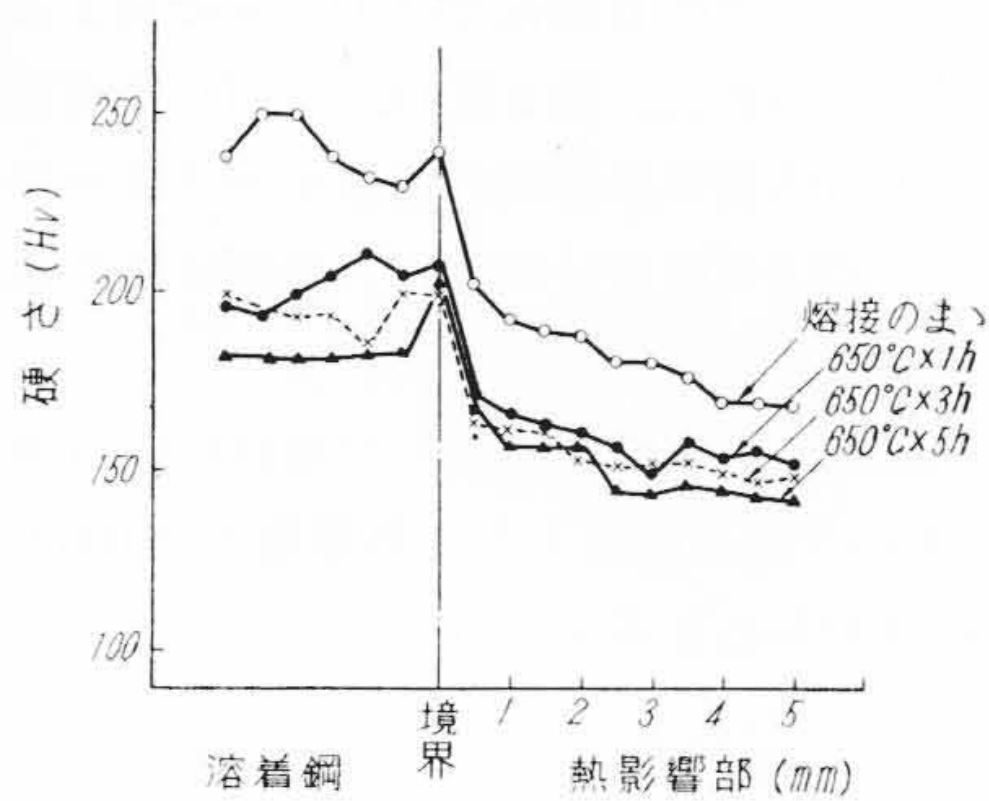
(A) A鋼板 (硬さの低いほうは熔接後650°C×1hの応力除去焼鈍を行ったもの)



(B) B鋼板 (熔接のまま)

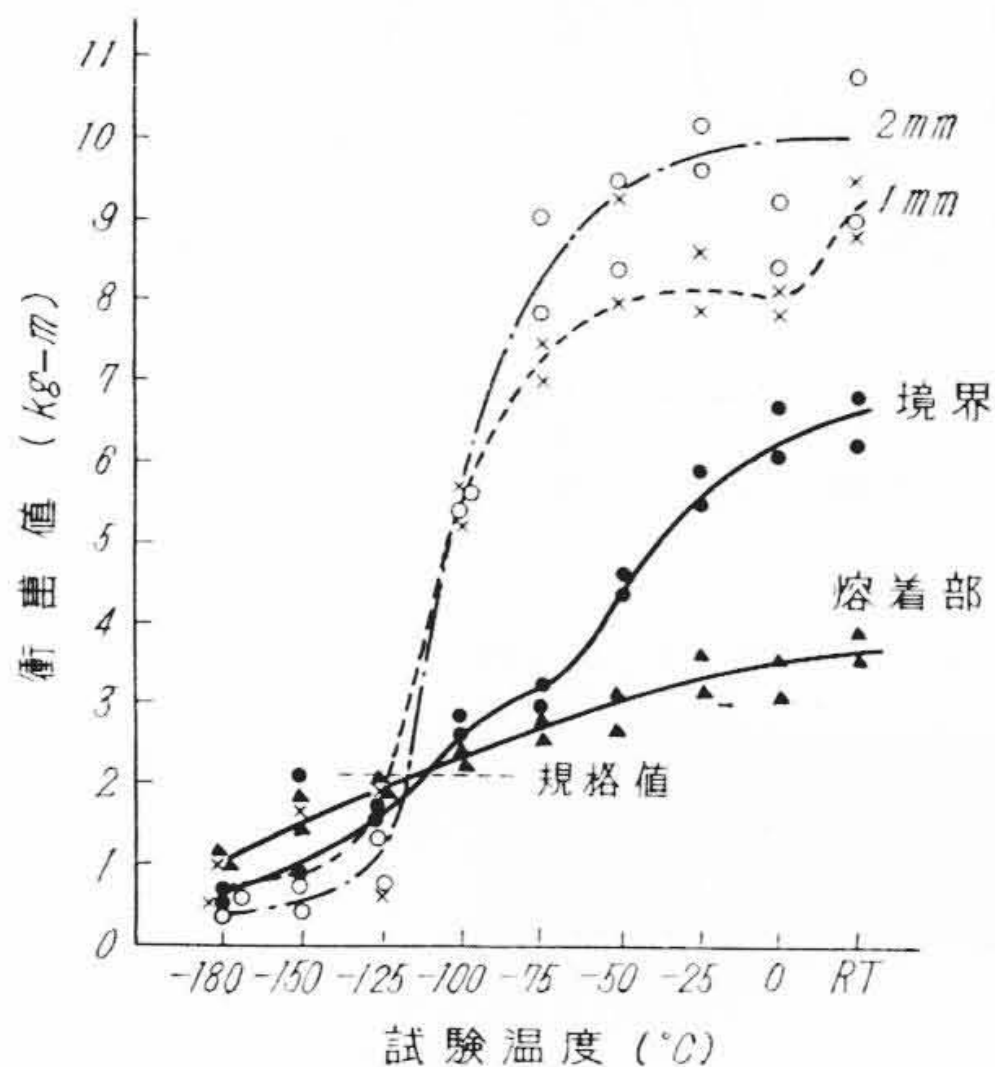


第8図 熔接熱影響部の最高硬さ (H_{max}) に及ぼす予熱温度の影響および組織

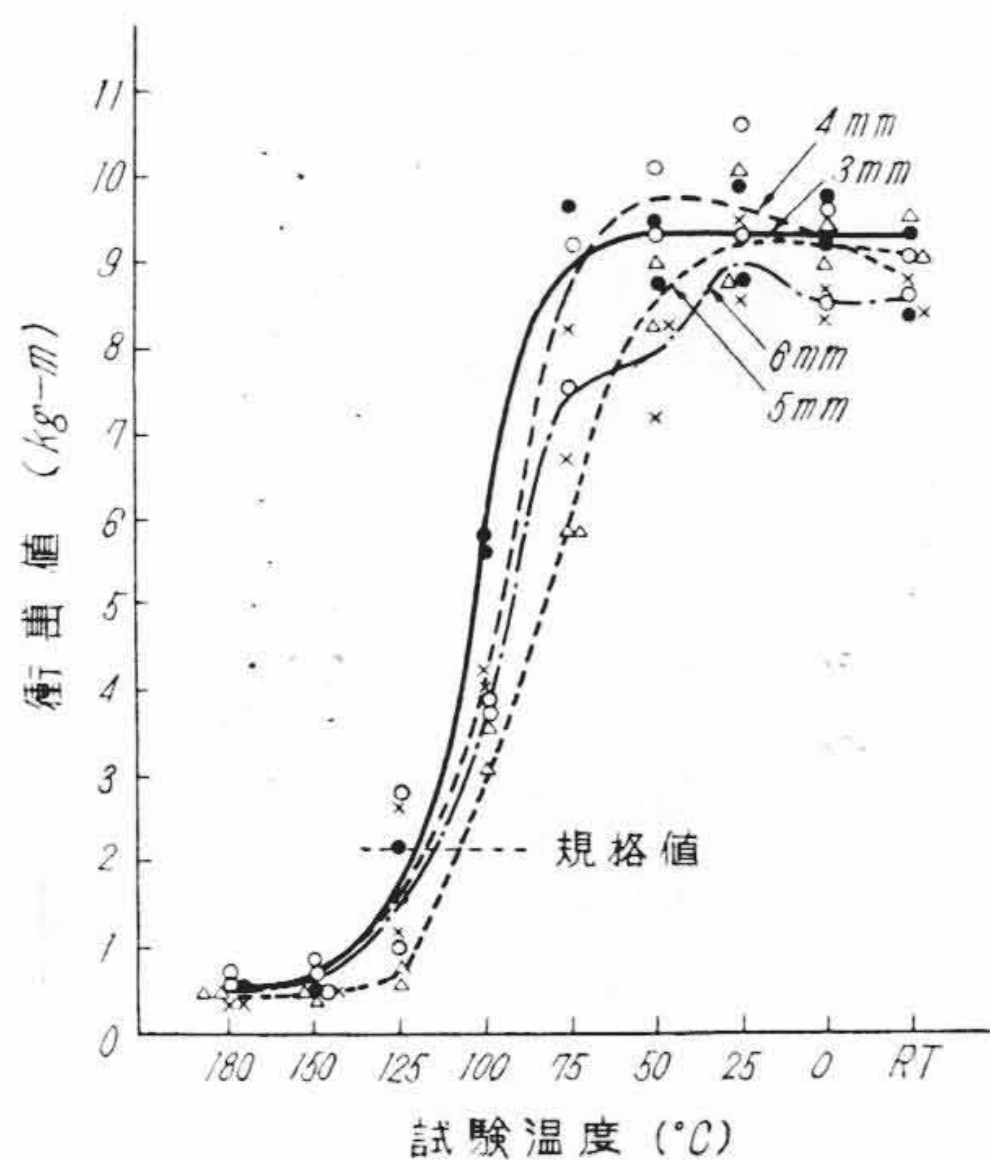


(A)

(A) 溶着部、境界部および熱影響部の硬さ (HV)



(B)

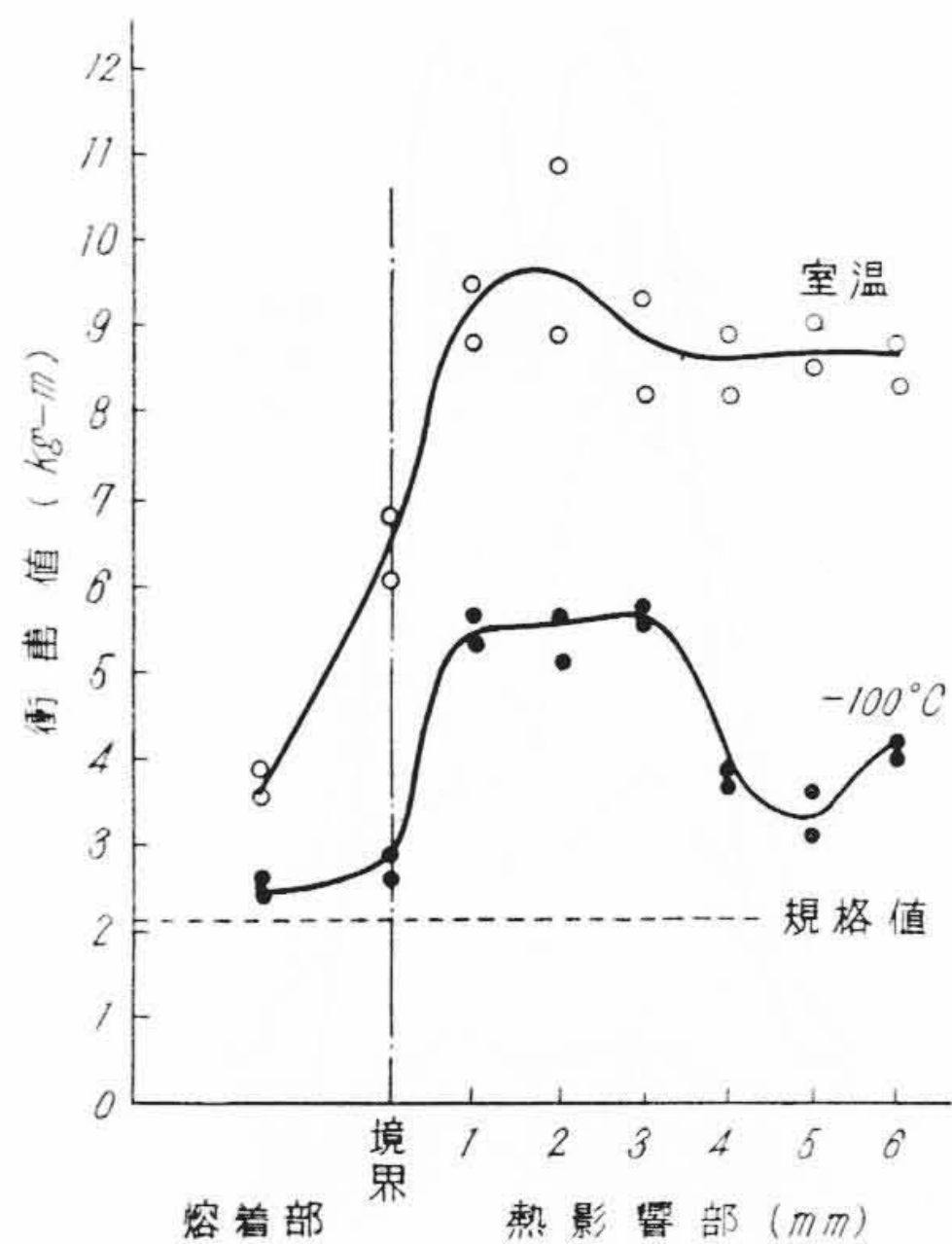


(C)

(B), (C) 溶着部、境界部および熱影響部 (熔接のまま) の衝撃試験結果 (5mmUノッチ)

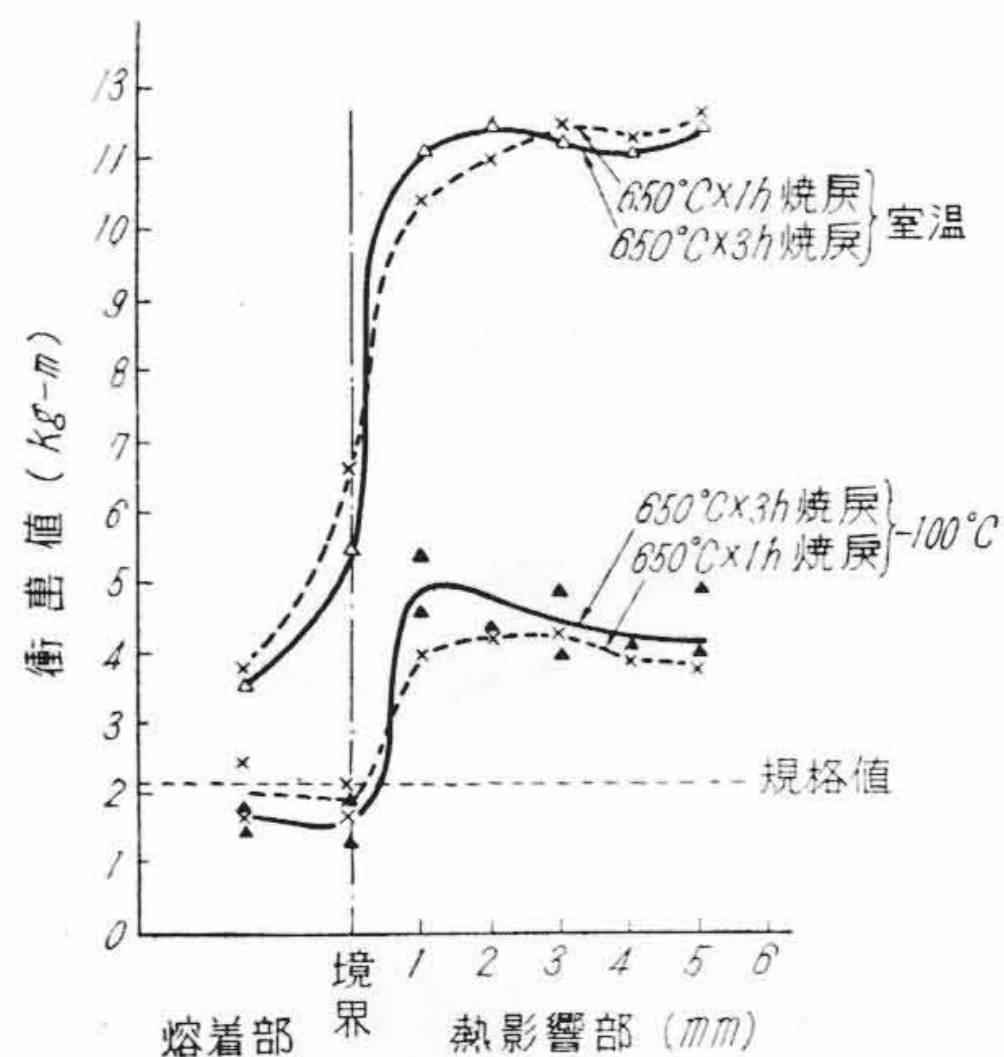
(2) 熔接熱影響部の低温特性

第9図(A)はB鋼板を使用し、HD-309 Mo による溶着鋼および熔接熱影響部の硬さ (HV) 変化を示す。



(D)

(D) RTおよび-100°Cにおける熱影響部の衝撃抵抗の変化 (熔接のまま)

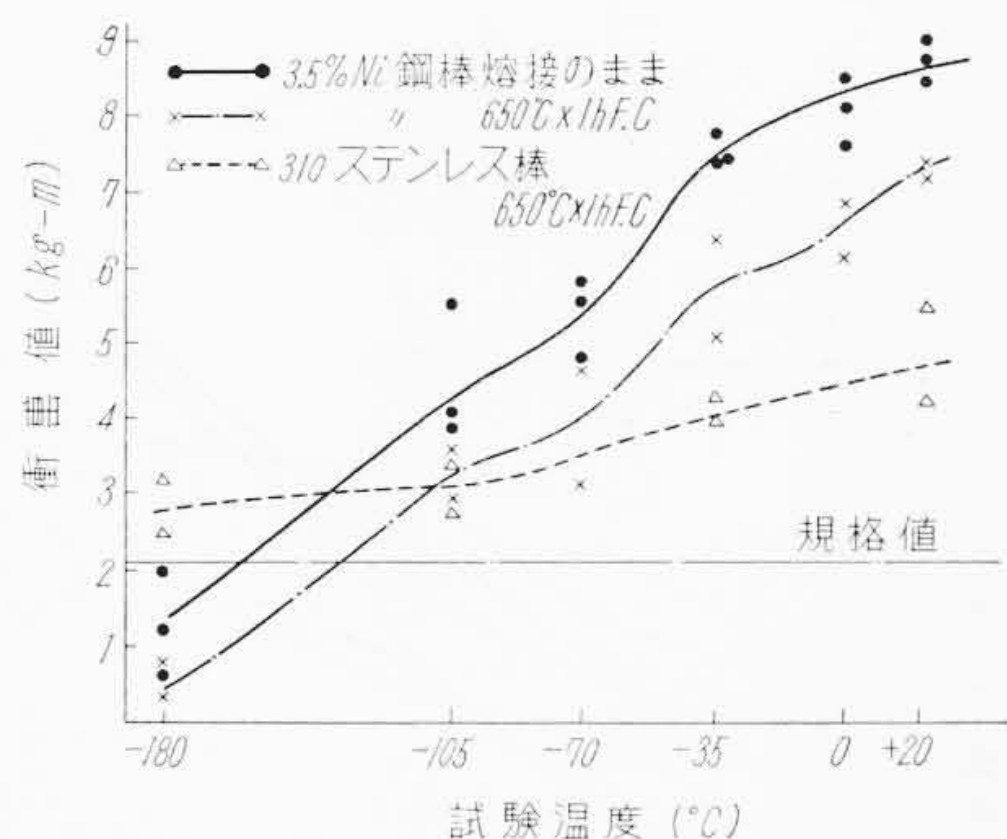


(E)

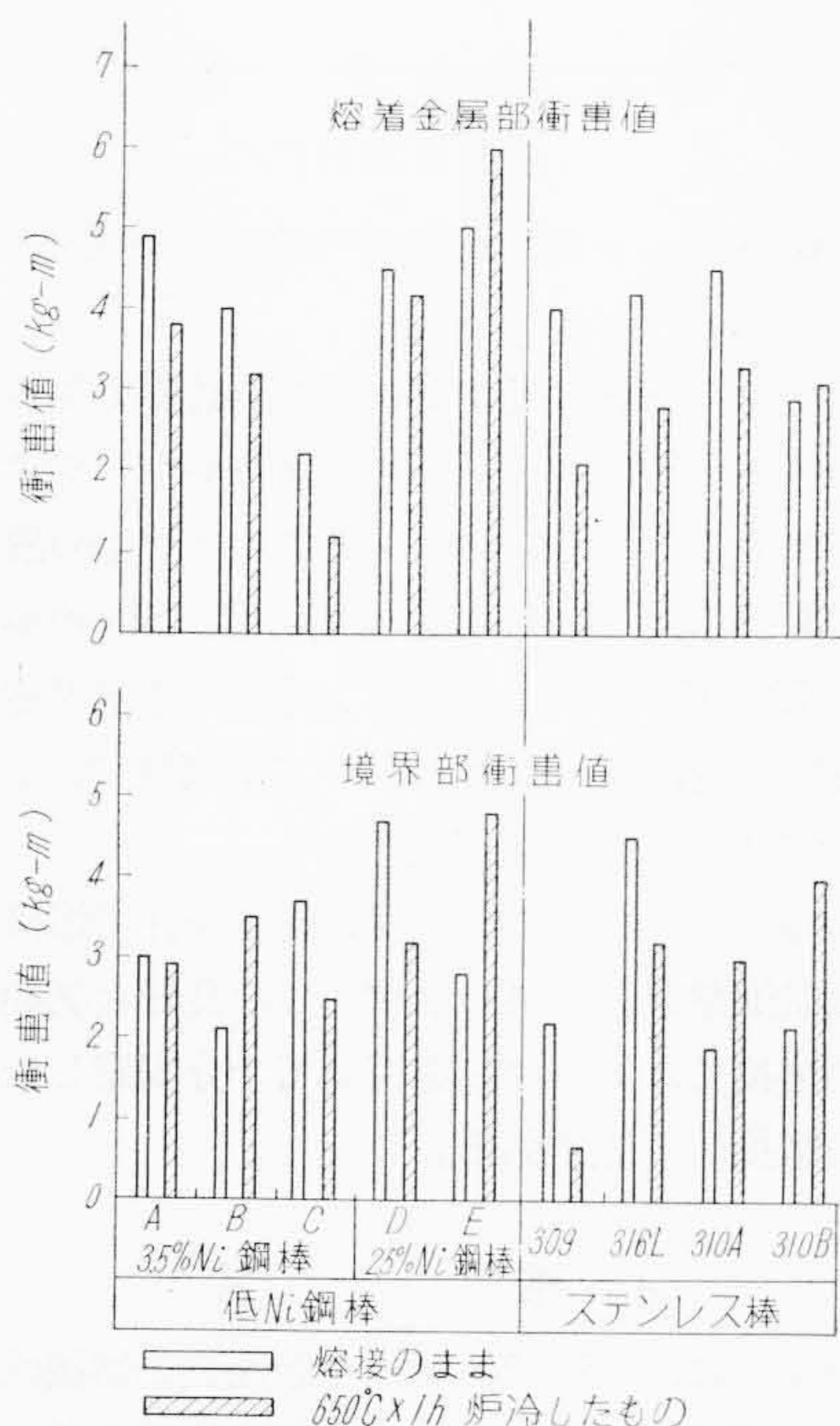
(E) RTおよび-100°Cにおける熱影響部の衝撃抵抗の変化 (熔接後 650°C x 1h & 3h 焼戻し)

第9図 熔接熱影響部の低温特性 (B鋼板)

H_{max} を示す位置は境界部で、熱影響部は一般に低くむしろ溶着部のほうが高い。熔接後 650°C x 1h, 3h および 5h 焼戻すことにより溶着部、熱影響部ともに軟化するが焼戻し時間による差は小さい。第9図(B)および(C)は溶着部、境界部および熱影響部の衝撃試験結果を示す。室温における衝撃抵抗は溶着部が最も低い、-180°C では逆に最も高い値を示す。境界部は-100°Cにおいて 2.7 kg-mを示し、規格値を満足する。境界より母材側に 1~3 mm はいった位置ではいずれもほとんど同様の傾向を示し、遷移温度は-75°C付近と推定され、-100°C においても吸収エネルギーは 5~6 kg-m の範囲にあってすぐれた低温強度を有する。



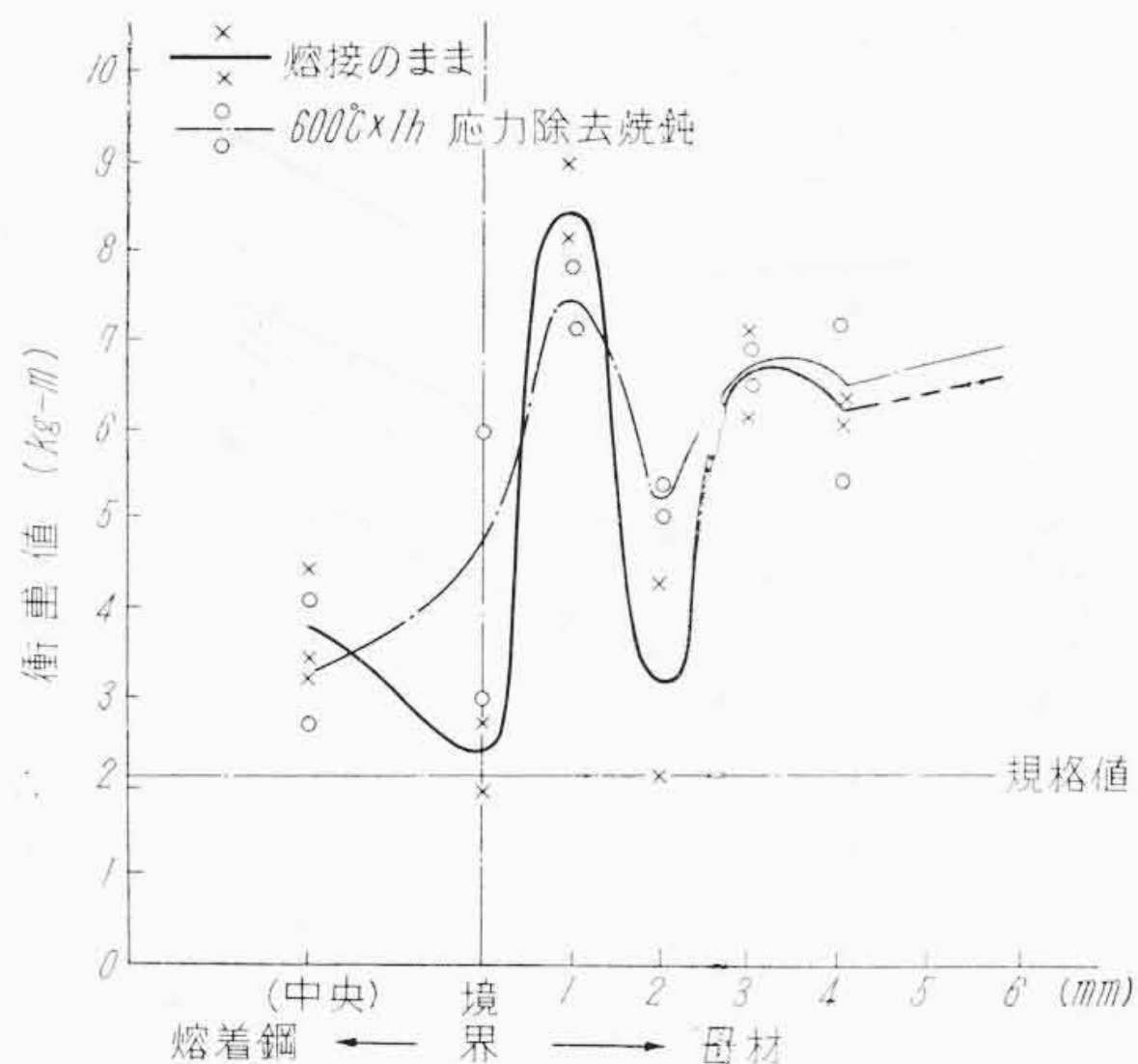
(3.5% Ni 鋼棒と 310 ステンレス棒による代表例)
第 10 図 被覆アーク熔接部の低温衝撃試験



第 11 図 各種棒による熔着金属部および境界部の -100°C における衝撃値の比較

4～6 mm位置もほぼ同様である{第 9 図(C)}。

次に第 9 図(D)は熔着部および熱影響部の室温 (15°C)と -100°C における衝撃抵抗の変化を示す。室温および -100°C の双方とも境界より 1～3 mm位置において高い値を示すが、これはこの部分が焼入れ焼戻しを行ったと同様の熱サイクルを受け低温強度を増したものと考えられる。第 9 図(E)は熔接後 $650^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ および 3 h 焼戻しを行った場合を示し、室温では熱影響部の靱性はやや向上するが、熔着部および境界部はほとんど変わらない。しかし、 -100°C においては特に熔着部および境界部の靱性は低下し、焼戻し時間の長いほど脆化する傾向を示す。これは σ 相の析出によるものと推定される。



(衝撃試験片を圧延方向に取った場合)
第 12 図 3.5% Ni 鋼棒による熔接熱影響部の -100°C における衝撃値の変化

この結果 B 鋼板の熔接熱影響部は熔接のままの状態ですべて良好な低温特性を示し、HD-309 Mo による熔接の場合には特に予熱の必要はなく、また後熱を行うことはかえって悪影響を及ぼす結果となることが知られた。

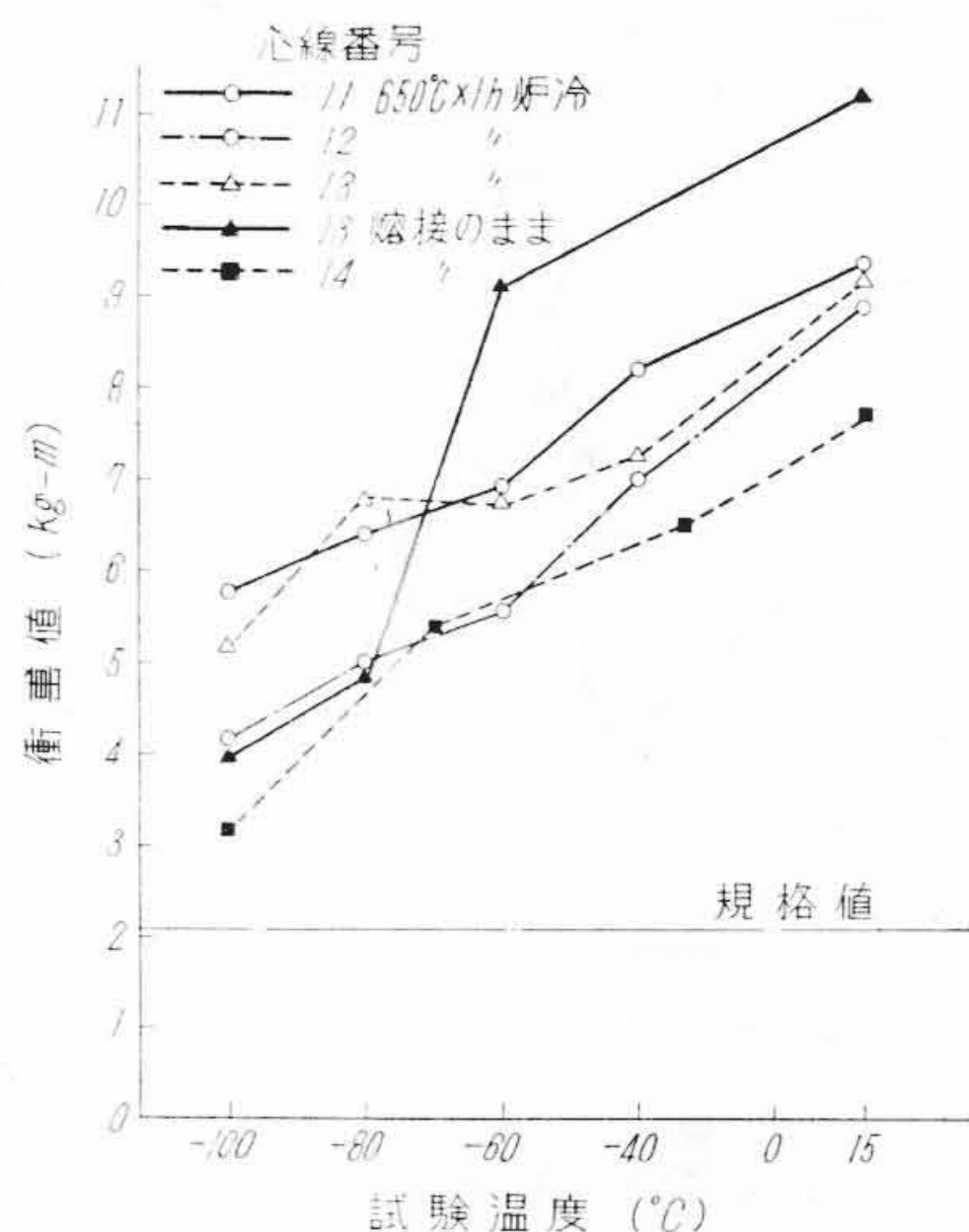
3.2 熔接実験

3.5% Ni 鋼を用いた構造物を種々の施工法を用いて熔接を行った場合、その熔着金属部および熱影響部がすべて鋼材の規格 (A-203 と A-300) を上回ることが必要であるが、特に重要な低温衝撃試験を重点に記述し、引張試験、硬さ、組織および分析結果の細部については省略する。熔着金属部の引張試験値は成分によって若干変るが、いずれの施工法を採用しても、特別悪い棒と拙劣な熔接方法をとらない限りほとんど規格値を上回った値を示す。化学成分の熔接後の変動は各施工法によって独自の傾向を示す。またヘリアークやシグマ熔接では C, Si が高すぎたり、Si が低すぎたりすると気泡やき裂などの欠陥の発生が見られる。Si と Mn 量の関係は Körber⁽⁸⁾ や関口教授⁽⁹⁾の論文を参照した。

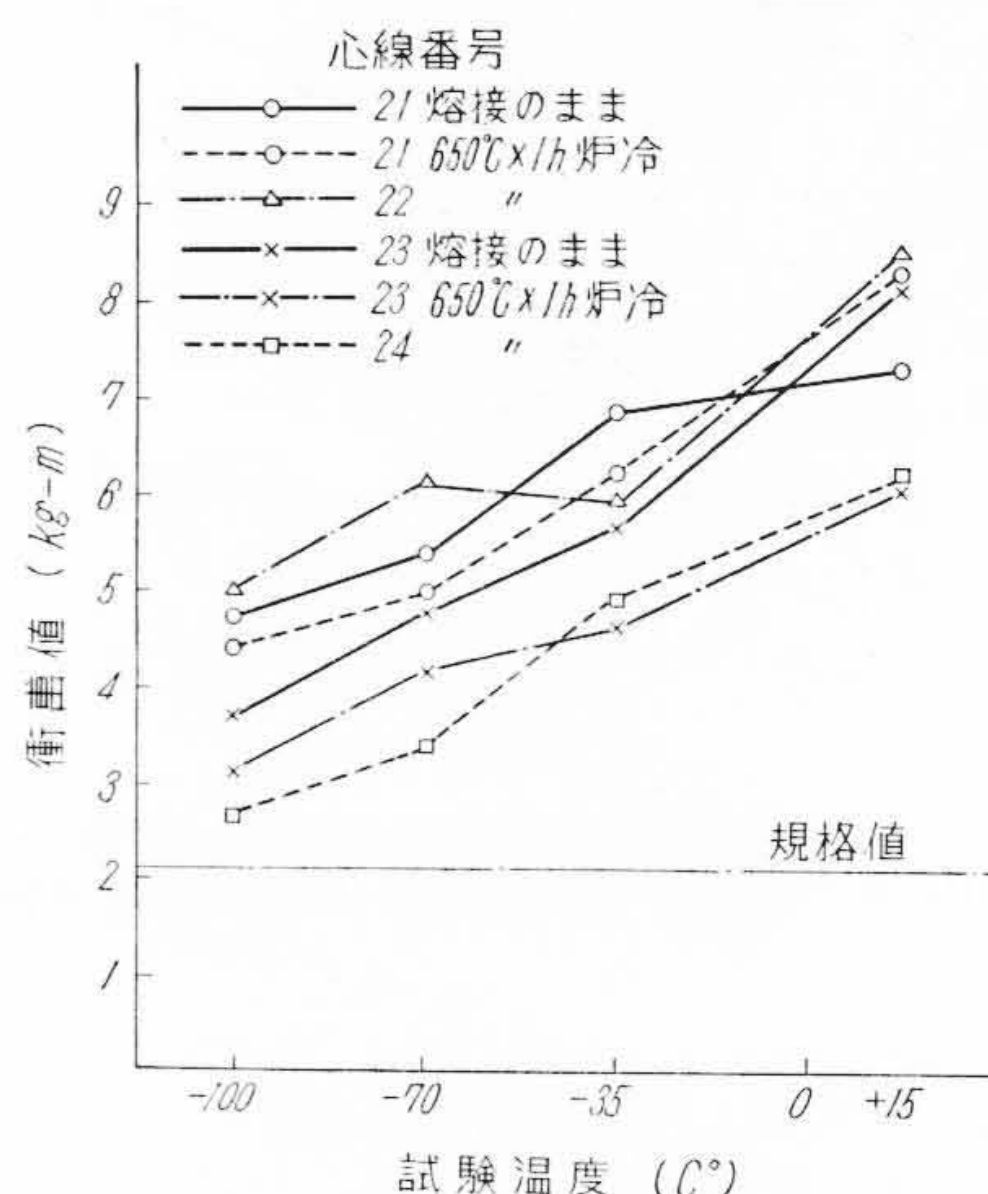
3.2.1 被覆アーク熔接

第 10 図は代表的な 3.5% Ni 鋼棒とステンレス鋼棒による低温衝撃試験結果を示している。310 ステンレス鋼棒では -180°C でも衝撃値は 2.1 kg-m 以上であるが、低 Ni 鋼棒では -100°C の規格値を満足するが、 -180°C では 310 ステンレス鋼棒より下回った値を示した。

第 11 図は各種棒による全熔着金属部と境界部の -100°C における衝撃値を示したものである。これによると 2.5% Ni がよい結果を示している。650°C の応力除去焼鈍したものはやや衝撃値の低下するのが見られるが、これは焼鈍脆性の傾向を示すものと思われる。ステンレス鋼棒による境界部は衝撃値が低下し、また



第13図 ヘリアーク溶接部の低温衝撃試験



第14図 シグマ溶接部の低温衝撃試験

18-8系の棒は 650°C の応力除去焼鈍で衝撃値が低下する。溶接棒としては 2.5 あるいは 3.5% Ni 鋼棒を用いるのがよい。

第12図は 3.5% Ni 鋼棒による溶接熱影響部の -100°C における衝撃値の変化を調べたものである。溶接のままの境界部と熱影響部 2 mm のところで衝撃値が低下しているが、焼鈍することにより改善することができる。

3.2.2 ヘリアーク溶接

ヘリアーク溶接部の低温衝撃値はその心線の化学組成によって大きく変化する。第13図に良好な心線組成の代表的な低温衝撃試験結果を示す。ほかの施工法に比較し衝撃値はすこぶる良好で、素材と変らない高い値を示している。溶接のままでは -100°C の衝撃値が急に低下するものがあるが 650°C × 1 h 焼鈍で回復する。衝撃試験片の破面はほかの施工法による破面と比較してはるかによく、-100°C にて衝撃試験片が二つに分離しないものもあった。ただ溶接施工には熟練を要し、300°C 以上の予熱と、特に溶接面の清浄化が必要である。心線の化学組成や予熱温度の低下の影響によってき裂や気泡の発生が起りやすい。

3.2.3 シグマ溶接

心線成分に C 量が多いと気泡やき裂の発生を見るが実験の結果、本法ではかなりの広い化学組成範囲の心線を用いて良好な結果をうるということがわかった。Ni 量は 2.5% でも 3.5% でもよく、Mn 量はそれに応じて変える必要がある。また同じ成分の心線を用いても溶接条件によって衝撃値が低下する。たとえば電流 400 A、速度 350 mm/min のものは衝撃値が規格を下回り、電流 350 A、速度 400 mm/min のものは規格以上の良好な

値を示した。予熱温度は 150°C 以上必要である。特に溶接のスタータとクレータ部にき裂が生じやすいので注意を要する。またシールド・アルゴン中の酸素量を 0, 1, 3, 5% と変えることによって、Si の歩どまりは 75, 72, 45, 15% と変化し、流量、予熱温度によっても影響を受ける。Mn についても同様で、この Si, Mn 量によって衝撃値が変化する。

第14図は代表的心線を用い適正条件で溶接したものの低温衝撃試験結果を示す。この良好な試験結果より自動溶接ではシグマ法を用いて十分安定した規格値以上の溶接が可能である。

4. 結 言

以上のように、3.5% Ni 鋼板の諸性質と溶接性の諸調査ならびに各種溶接施工法による実験結果を要約すると次のとおりである。

- (1) 市販鋼材の偏析の差はあまり認められない。鋼材の異方性は、圧延方向のものよりこれに直角方向に試験片をとったほうが衝撃値は悪く、2~3 kg-m の差があるので鋼材入手の際注意を要する。
- (2) 衝撃値はそれぞれノッチの形状によって異なり、V ノッチでは遷移温度が明瞭に表われ低温衝撃試験方法としては最も苛酷である。U の 5 mm と 2 mm ノッチとでは -100°C では大差ない。
- (3) 母材は油冷または空冷後、焼戻し処理により、受入れ状態のものより衝撃値を増大する。また焼入れ時の冷却速度ははやいほど低温特性がよい。
- (4) 1,200°C からの 3.5 Ni 鋼の C. C. T 曲線を作製することによって溶接熱影響部の冷却速度と組織の関係を知らることができた。パーライト変態開始は Ni 含有

のため生じにくく 5°C/min の緩慢な冷却の際に初めて生ずる。

(5) 鋼材はCが低いほど最高硬度が低く、また低温衝撃値もよい。C が 0.10 以下のものでは素材の熱影響部の硬化から考えて 100°C の予熱で十分である。

(6) 3.5% Ni 鋼用被覆アーク熔接棒として、2.5% または 3.5% Ni 鋼棒で良好な結果がえられた。き裂性の点では拘束の大きな初層熔接にオーステナイト鋼棒を用いるのもよいが境界部の低温衝撃はやや低下する。

(7) ヘリアーク熔接はほかの施工法に比して最も良好な結果をえた。予熱温度は300°C以上を必要とする。

(8) シグマ熔接は予熱 150°C にて適正心線を用いることにより規格値を十分上回る良好な低温衝撃値をうる。自動熔接または半自動熔接に本法を採用することによって能率化しうる。

以上の研究により 3.5% Ni 鋼についてその素材の選択と最適の熱処理条件、熔接方法および加工法について十分なる自信をもって低温用材料としての 3.5% Ni 鋼製品的设计と加工法を確立しえた。

終りに臨み本研究を遂行するにあたり種々御教示いた

だいた村上先生をはじめ、御指導御鞭撻を賜わった日立製作所笠戸工場矢部工場長ならびに関係者各位、日立製作所日立研究所三浦所長ならびに小野部長のかたがたに敬意を表わすとともに心線の製造および実験に終始御援助と御協力をいただいた同所小川浩三氏、小林豊治氏ならびに関係各位に対し深く感謝する次第である。

参 考 文 献

- (1) 昭和34年度春期大会講演概要集(昭 34.3) 日本金属学会
- (2) ASTM Designation: A203, 300 (1954)
- (3) 長谷川: 鉄と鋼, 41 (1955) No. 4, 451
- (4) R. S. Zeno & J. R. Low: Welding Jownal, 27, Mar. (1948) 145 s
- (5) J. Görrissen Jr. Iron Steel Inst., 162, [1], (1949) 16
- (6) A. M. Hall: Nickel in Iron and Steel (1954)
- (7) P. L. Teed: The Properties of Metallic Materials at Low Temperature (1950)
- (8) Körber & Oelsen: Mitt Kais-Wilh-Inst, Eisenforsch., Düsseld. 291~ Bd. 15 (1933)
- (9) 関口: 熔接用線材についての新提案(昭 27 熔接学会)

日 立 評 論

Vol. 41

No. 10

揚水発電所小特集

◎大森川揚水発電所納 12,100kW ポンプ水車

◎大森川揚水発電所納 14,000 kVA/15,000 kW 発電電動機

◎大森川揚水発電所納 ポンプ水車制御装置

論 文

◎大電流測定法としての塩水速度法における諸問題

◎高圧オートクレーグ用新形軸封装置

◎強 力 大 形 フ ラ イ ス 盤

◎ γ 線 による 重 液 化 重 の 測定

◎6号 CHR ラインファインダユニット

◎電話機ダイヤルのウォーム歯車の解析

◎ス ト レ ー ト 電 子 銃 受 像 管

◎空 気 バ ネ 台 車

◎防 爆 形 ク ロ プ レ ン キ ャ プ タ イ ヤ ケ ー ブ ル

◎複 導 体 送 電 線 用 ス ペ ー サ の 諸 特 性

◎常磐炭坑内水による各種金属材料の腐食試験結果

◎各 種 高 速 度 鋼 の 炭 化 物 と 切 削 耐 久 力 に つ い て

◎受 信 管 使 用 上 の 注 意

発行所 日立評論社 東京都千代田区丸ノ内1丁目4番地 振替口座東京 71824 番

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 振替口座東京 20018 番

日立製作所社員社外講演一覧

(昭和34年3月受付分)

講演月日	主 催	演 題	所 属	講 演 者
34. 3. 10	日本化学会, 燃料協会	サイクロンフアーネス	日立工場	菅原三 次
5. 15	日本電気協会	電源開発株式会社 南川越変電所納 80,000 kVA 同期調相機について	日立工場	是井良 明
5. 15	日本電気協会	車両用エクサイترون整流器	日立工場	浅野 弘
5. 15	日本電気協会	電力用シリコン整流器	日立工場	曾根田 端 夫
2. 24	東電千葉火力発電所	日立 MC-EP 形集塵装置取扱説明	日立工場	和地 潔
2. 24	東電千葉火力発電所	EL-70 ミル 取扱説明	日立工場	浅田 博 康
5. 15	日本電気協会	400 kV 級 超 高 圧 変 圧 器	国分工場	木沢田 健太郎 修
			"	栗田 健次 夫
5. 15	日本電気協会	電力系統 AFC 用操作信号伝送方式について	国分工場	静間 敏男 樹
			多賀工場	小沢 重克 己
3. 30	東北大学	高炭素クロム鋼の炭化物と焼入性について	日立研究所	宇和野 晃 三
3. 19	日本資材管理者協会	製造工作からみた材料原価低減設計, 切削, 機械工作, 工作不良などの諸問題からみて	水戸工場	戸根木 光 次
4. 23	計量管理協会	放射線応用計器	多賀工場	鷲見 哲 雄
4. 24	日本機械学会	放射線応用計器について	多賀工場	北川 栄
3. 5, 6	日本事務能率協会	資材管理に関する規定の作り方	亀戸工場	相馬 鎌太郎
3. 10	防衛大学附属X線技師学校	断層撮影装置の鮮鋭度について	亀戸工場	和田 正 脩
4. 3	電気四学会	高分子材料の劣化	絶縁物工場	古賀 弥一
3. 10	日本分析化学会 (関東支部)	質 量 分 析	中央研究所	岡本 潤一
3. 24, 25	日本原子力産業会議	(1) Co ⁶⁰ 大線量照射の利用について (2) 電子線を工業的に照射するための諸テクニック (3) 高速中性子の微量線量測定 (4) 核磁気共鳴による定量法	中央研究所	井上 実
3. 29	日本学術振興会	鋼種簡易鑑別法の研究 (第26報)	中央研究所	栗田 常 雄
5. 8	日本高分子学会	高分子材料とエレクトロルミネセンス	中央研究所	中村 純之助
2. 27	防衛庁幹部学校	デジタルコンピュータについて	中央研究所	高田 昇 平
5. 14, 15	電子顕微学会	三磁極電子レンズとその特性	中央研究所	高木 村 博 一
5. 14, 15	電子顕微学会	小形電子顕微鏡用トランジスタレンズスタビライザー	中央研究所	内海 由 春
			"	永田 文 穰
			"	只野 文 哉
5. 14, 15	電子顕微学会	高分解能電子顕微鏡像の撮影と二, 三の問題について	中央研究所	孤田 孜
5. 14, 15	電子顕微学会	電子のスポット径の測定 (Measurement of Electron Probl Size)	中央研究所	渡田 宏
5. 14, 15	電子顕微学会	Extraction Replica による Cu-Cr-ti 合金析出物の同定)	中央研究所	片桐 信二郎
			"	土井 俊 雄
3. 9	TAIC 放射線部会	電解法によるアイソトープの分離 (第1報) 水銀陰極法による Ca ⁴⁵ , Sr ⁹⁰ , Y ⁹⁰ , および Co ⁶⁰ の電解	日立研究所	村田 寿 典
3. 20	日本学術振興会	Al および Al 合金厚板のミグ熔接について	日立研究所	小野 健 二
			"	朝倉 重 次
3. 19	北電本社	水車用金属材料一般	日立研究所	藤岡 考 義
			"	姉島 考 彦
3. 10	八幡製鉄所	整流用ブラシの動作不良の原因と対策	日立研究所	一木 利 信