

加工に伴なう導磁率の変化を試験した結果、冷間加工および鋼種の導磁率におよぼす影響は大して認められなかつた。試験結果を Table 2 に示す。

VI. 残 留 応 力

冷間加工後 0~350°C で 10~30 h の歪取焼鈍を行なつて後、残留応力を測定した結果、切線方向には外周部で圧縮応力、内周部で引張応力の存在が認められたが、歪取焼鈍の実施により残留応力は軽減することが示された。なお軸方向には残留応力はほとんど存在しない。

VII. 結 言

1) リング状試験片の冷間加工後の各位置における機械的性質のバラツキは円周方向、軸方向では僅少であるが、肉厚方向では引張強さで 15 kg/mm² 程度内周部の方が高いことが示された。

2) リング状試験片でプレス圧縮加工した場合には引張加工の場合とは逆に 18Mn-4Cr 鋼の方が 8Mn-8Ni-4Cr 鋼よりも加工硬化度の大きいことが示された。また 8Mn-8Ni-4Cr 鋼は、加工率 30% 近傍で加工硬化現象が飽和に近づくことが認められた。

3) 8Mn-8Ni-4Cr 鋼と 18Mn-4Cr 鋼の両鋼種間および、加工硬化に伴なう導磁率の変化は小さい。

4) 冷間加工後のリング状試験片には切線方向に外周部では圧縮応力、内周部では引張応力の存在が認められるが、歪取焼鈍の実施により軽減せしめることが可能である。軸方向には残留応力はほとんど発生しない。

文 献

- 1) 鉄と鋼, 46 (1960), No.10, p. 1344

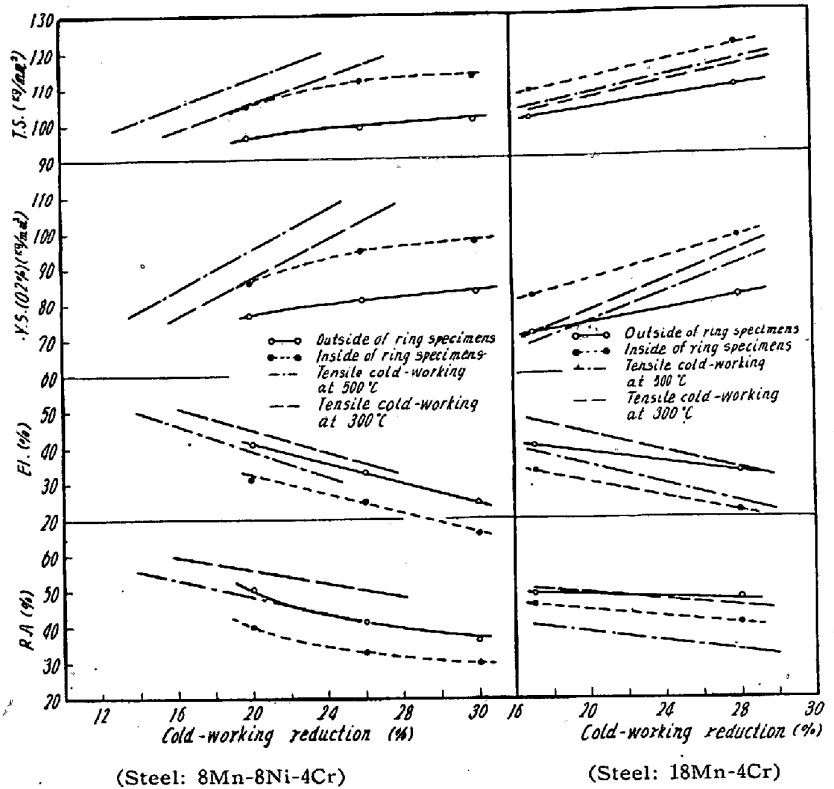


Fig. 4. Comparison of characteristics of tensile cold-working and press cold working of ring specimens.

Fig. 5. Comparison of characteristics of tensile cold-working and press cold-working of ring specimens.

(128) 17%Cr ステンレス 冷延鋼板の曲げ加工性におよぼす熱処理条件の影響について

(17%Cr ステンレス鋼板の曲げ加工性の研究—I)

日新製鋼南陽工場

○辻 敬之助・佐光日出海

Effect of Heat Treatment for Bend-Workability of 17% Cr Stainless Cold-Rolled Sheets.

(Study on bend-workability of 17% Cr stainless sheets—I)

Keinosuke TSUJI and Hidemi SAKO.

I. 緒 言

17%Cr ステンレス鋼の利用が進まない一つの理由として冷延焼鈍後のシートやストリップを成型したさいに加工しわ (ridging) が生ずることが挙げられているが、曲げ加工性が比較的劣ることも陰路となつていようである。この曲げ加工性不良は板の圧延方向に層状に

連なる方向性組織のために、この板を曲げ加工あるいは絞り加工したさい、その圧延方向に発生する割れの形として現われるものである。

17%Cr ステンレス冷延鋼板においてプルオーバーでのクロス圧延によればこの方向性組織は比較的少なく一応問題のない所であるが、熱延原板として一方向圧延によるストリップコイルを使用する場合この曲げ加工性の向上は大きな問題となる。

本報告は曲げ加工性におよぼす熱処理条件の影響について実際作業上の立場から検討を試みたものである。

II. 供試材および実験方向

1. 冷延板の熱処理条件の影響調査のための試験コイルは 3.4mm 厚さの焼鈍ずみ熱延ストリップコイルを用い、それより冷延板試験片として圧下率約 24, 41, 50 および 60% のものを切出して調整し、これを Table 1 のごとく要因を組合せてマッフル炉で熱処理を行なつた。曲げ試験はすべて圧延方向に直角に採取した JIS Z2204 による試験片を用い JIS Z2248 に規定する試験方法によつたが、成績良好なるものを○、成績不良なるものを×で表わした。

Table 1. Heat treatment conditions of cold-rolled specimens.

Reduction (%)	0	24	41	50	60
Thickness (mm)	3.4	2.6	2.0	1.7	1.3
Heating temperature (°C)	830, 950, 950→675*, 950~675**, 760				
Heating time	Selected according to thickness				
Cooling method	Air-cooling or water-cooling				

Note: i) **"950→675°C" was air-cooled to room temperature after heating at 950°C, and reheating at 675°C. ii) ***"950~675°C" was furnace-cooled to 675°C after heating at 950°C, and keeping at 675°C for a time.

2. 熱延板の熱処理条件の影響調査のための試験コイルは 4.0mm 厚さの熱延ストリップコイルを用いヒート、熱延ロットおよび冷延工程の影響ができるだけ入らないように留意してつぎの条件の熱処理を与えた。i) ベル型焼鈍炉にて 865°C×5h 均熱、炉冷後空冷。ii) 第一次としてベル型焼鈍炉にて 1,050°C に昇熱した後に炉冷後空冷、第二次として同じく 865°C×5h 均熱、炉冷後空冷。iii) ii) と同様であるが 2.2mm 冷延後中間焼鈍を行なつた。コイルは 1.2mm に冷延し一定の再結晶焼鈍を行なつて試験片を採りさらに 1.5mm 厚さ

の冷延試験片を切出しマッフル炉で再結晶焼鈍して試験片とした。

III. 実験結果および考察

1. 冷延板の熱処理条件の影響について

圧下率の異なる冷延板を各種条件により熱処理したときの曲げ試験結果を Table 2 に示す。Table 2 および検鏡組織の結果からつぎのことがいえるようである。

(1) 加熱時間の影響は 760°C で長時間 (30mn~13.5h) 加熱しても曲げ成績は向上しないが、これは Cr-carbide の均一分散化が行なわれないためと思われ、すなわち変態点²⁾以下の焼鈍では曲げ加工性になんら影響しない。

(2) 空冷、水冷による冷却方法の影響は水冷の方がやや好ましいようであるが明らかでない。この程度の薄板では空冷、水冷の冷却速度の差はほとんど無視できると思われる。

(3) 950°C から室温まで空冷したものは、加熱によつて carbide (K 相) が ferrite matrix (α 相) に固溶し、さらに ferrite は一部 austenite (γ 相) に変態して $\alpha+\gamma+K$ の 3 相共存組織となり、冷却とともに austenite は一部 martensite に変態しこの結果硬度は高く (HrB 90 前後)、曲げ成績も不良であつて結晶の粗粒化もいちじるしい。

950°C から一旦室温まで空冷後 675°C に再加熱し空冷したものは、再加熱とともに α および γ に固溶していた carbide が粒界に沿つて析出を始め大きく凝集する。

(4) 950°C から 675°C まで炉冷し一定時間保持後空冷したものは austenite が ferrite に変態し matrix ferrite と混じて存在し carbide は粒界に沿つて析出するので、Cr-carbide の方向性は幾分破壊されている。然しこの熱処理操作は実際上困難性があり採用することはむずかしい。

(5) 圧下率の影響については厚さの薄くなるにつれ曲げ加工による応力の感受性が小さくなることにも関係があるのを考慮する必要があるが、大体 40~50% 以上になると曲げ成績は良くなるようである。

以上より実際作業上許される範囲においては冷延板の熱処理により、組織の方向性を破壊することは困難ではたつて曲げ加工性を改善することもむずかしいと思われる。

2. 熱延板の熱処理条件の影響について

前述のごとく冷延板に与えられる熱処理条件では組織の方向性を破壊することはむずかしく熱延原板の方向性がそのまま残つていると思われるので、熱延板の熱処理

Table 2: Results of bending test after each heat treatment with cold-rolled specimens.

#G	Heat treatment		830°C				950°C		950→ ~675°C		950~ 675°C		760°C					
			After treatment		Before treatment		A.C.	W.C.	A.C.	W.C.	A.C.	W.C.	A.C.	W.C.	A.C.	W.C.		
	Heat	After treatment	Before treatment	Heating time		7mn		14mn		7mn		each 7mn		each 5mn		13.5 h		
3.4mm (Origin)	A	HRB	HRC	14	80	81	79	84	88	91	85	87	80					79
		Bending test R=0.5t R=0		○	×	×	×	×	×	×	×	○	○					×
	B	HRB	HRC	15	75	76	75	77	88	91	86	89	76					
		Bending test R=0.5t R=0		○	○	○	○	×	×	○	○	○						
2.6mm (24%)	A	HRB	HRC	22	82	82	79	82	87	90	85	89					81	
		Bending test R=0.5t R=0		×	×	×	×	×	×	×	×	×					○	×
	B	HRB	HRC	19	77	76	76	80	89	92	87	88						
		Bending test R=0.5t R=0		×	×	○	○	×	×	×	×							
2.0mm (41%)	A	HRB	HRC	25	79	81	80	81	89	93	86	88	79	79	76	79	80	
		Bending test R=0.5t R=0		○	○	○	×	×	×	×	×	○	○	×	×	×	×	
	B	HRB	HRC	21	78	80	78	79	91	92	86	87	77	76	77	77	76	
		Bending test R=0.5t R=0		○	○	○	○	×	×	×	×	○	○	○	○	○	×	
1.7mm (50%)	A	HRB	HRC	25	81	84	80	81	90	91	86	86	81					79
		Bending test R=0.5t R=0		○	○	○	○	×	×	×	×	○					○	×
	B	HRB	HRC	24	77	78	79	79	91	94	91	93						
		Bending test R=0.5t R=0		○	○	○	○	×	×	×	×							
1.3mm (60%)	A	HRB	HRC	26	82	81	81	81	89	91	90	91					80	
		Bending test R=0.5t R=0		○	○	○	○	×	×	×	×	○	○	○	○	○		

Table 3. Results of bending test after each heat treatment with hot-and cold-rolled coils.

Heat-treatment conditions	Coil No.	Heat No.	4.0mm hot rolled piece(origin)						1.5mm (draft 62%) cold rolled piece					1.2mm (draft 70%) cold rolled piece				
			Position in hot coil	Bending test (180°)			HRB	Grain size	Bending test (180°)			HRB	Grain size	Bending test (180°)			HRB	Grain size
				R=1.0t	R=0.5t	R=0			R=1.0t	R=0.5t	R=0			R=1.0t	R=0.5t	R=0		
Bell 865°C×5h-soaked, F. C.	①	F	Middle	×	×	×	80	6	○	○	×	80	6	○	×	×	80	6.5
	②	"	"	○	×	×	80	6	○	○	×	80	6	○	○	×	76	6.5
Bell 1,050°C F. C.	③	"	Outside	○	○	○	79	6	○	○	○	79	7	○	○	○	79	6.5
			Middle	○	○	×	78	6										
			Inside	○	○	×	79	6										
Bell 865°C×5h-soaked, F. C.	④	"	Outside	○	○	×	77	5	○	○	×	78	6	○	○	×	77	6.5
			Middle	○	×	×	79	5										
			Inside	○	○	×	79	5										
Bell 1,050°C F. C.	⑤	"	Outside	○	×	×	80	6	○	○	○	76	—	○	○	○	78	6.5
			Middle	○	○	○	78	5										
			Inside	○	×	×	79	5										
Intermediate-annealed on 2.2mm (draft 45%) cold coil	⑥	"	Outside	○	×	×	79	6	○	○	○	76	—	○	○	○	77	6.5
			Middle	○	○	×	79	6										
			Inside	—	—	—	—	—										

による影響を調査して Table 3 のごとき結果を得た。ここで 1,050°C 加熱による熱処理条件を試験したのはさきの冷延板の熱処理において変態点²⁾以上の加熱によつて carbide が ferrite matrix に固溶し ferrite が austenite に変態するという相変化のため組織の方向性が破壊される傾向にあること、また角谷・藤岡氏³⁾および著者⁴⁾の研究によつて 1,000°C 以上では carbide が完全に固溶してしまい $\alpha+\gamma$ の 2 相組織になることを考慮したからである。Table 5 および検鏡組織の結果からつぎのことがいえるようである。

(1) 865°C 均熱後炉冷したものは ferrite matrix に carbide 粒が圧延方向に配列され as-rolled hot coil の方向性をそのまま受けつた形をもっている。すなわち冷延板の場合と同様変態点以下では carbide の分散は起り得ない。

(2) 1,050°C 加熱後炉冷すると α および γ 相に固溶していた carbide は粒界に析出凝集し一部 pearlite 組織となり組織の方向性は一応破壊されたかに見える。これをふたたび 865°C に加熱後炉冷すると carbide は ferrite matrix にかなり分散し方向性は相当消失して見える。

(4) 各種熱処理を与えた熱延板を冷延後再結晶焼鈍したものの曲げ成績は冷延前に高温での溶体化処理を行なつたものの方が幾分良好と思われる。すなわち冷延焼鈍板での carbide の分布状態はなお方向性が消失する

にいたらず明らかな差を示さないが、熱延板の溶体化処理による見掛との方向性組織の破壊が影響しているものと思われる。

(5) なお本調査の検鏡中供試材の介在物として加工変形を起す硫化物、珪酸塩などの A 系のものが比較的多く見られたが、組織の方向性破壊を阻止する介在物⁵⁾の挙動は今後注目を要するところである。

以上により冷延焼鈍板の組織の方向性を破壊するには熱延板の高温溶体化処理を行なうと幾分効果があるようだが、この熱処理は ridzing の防止⁶⁾および深絞り鋼板の製造にかかる U. S. Patent による制約もあり、また実際操業上相当の困難性もあり、結局熱延板の熱処理によつても曲げ加工性を改善することはむずかしいといえる。

IV. 結 言

一方向圧延によつて製造される 17%Cr ステンレス冷延鋼板の曲げ加工性は、実際生産上許される範囲内においての冷延前後の熱処理によつて改善することはむずかしいと思われる。延冷鋼板の曲げ加工性は Cr-carbide の分布状態に支配されるようである。良好な曲げ加工性は Cr-carbide の球状化粒子が均一に分散された組織の場合に得られると考えられる。そして普通鋼冷延板の特性が熱延板の特性に従属する⁷⁾と同様この Cr-carbide の均一分散を支配するのは熱延コイルのもつ組織そのものと思われる。熱延コイルの理想的な組織を得るには成分バラ

ンス、鋼塊の形状および大きさ、分塊および熱延時の熱的条件などの要因を検討する必要がある、曲げ割れの発生機構の調査などとともに次報より順次報告する予定である。

文 献

- 1) U. S. Patent, No. 2,851,384
- 2) Republic Steel Catalogue
- 3) 角谷, 藤岡: 日新技報, 呉研報 No. 35-2
- 4) 辻, 佐光: 同上, 南陽標技報告 No. 85
- 5) A. J. K. HONEYMAN: Sheet Metal Industries, (1957), 1, p. 51/65
- 6) U. S. Patent, No. 2,808,353

(129) 冷延軟鋼板の加工硬化係数と塑性歪比

(冷延板の成形性—I)

日本鋼管技術研究所

天明玄之輔・○松藤 和雄

Strain Hardening Exponent and Plastic Strain Ratio of Cold-Reduced Mild Steel Sheets.

(Formability of cold-reduced sheets—I)

Gennosuke TENMYO and Kazuo MATSUDO.

I. 緒 言

冷延板の成形性試験に関する研究は、最近とくに多岐にわたっている。これらを大別すると、基礎的材料試験により判定する方法とカップ試験により判定する方法とに分けることができる。これは基礎的性質だけで絞り性

が判定し得ると考えるか否かによつて分れる。LANKFORD, WHITELEY らの考えは前者に属し、引張り試験により材料の加工硬化係数と塑性歪比を測定し、加工硬化係数は純粋な張り出し性に、塑性歪比は純粋な絞り性に対応し、実際のプレス性は両者の兼合いで定まるとしている。この方法によれば試験には特別な装置を必要とせず、アムスラー試験機があれば十分なので、非常に便利である。著者らもこの考えに基づき、実際プレスと加工硬化係数、塑性歪比の関連を調査するにさきだつて、日常行なっている試験と加工硬化係数、塑性歪比との間にどのような関係があるかを知るために実験を行なつたので報告する。

II. 実験方法

実験に用いた冷延板は、通常作業で製造されたもので、キャブド鋼については板厚 0.4, 0.6, 1.2, 1.6 mm のコイル中心部, 0.8, 1.0 mm のコイル頭部, 中心部, 底部, アルミキルド鋼については、1.0 mm のコイル中心部より任意に抜き出した。各試料のチェック分析を Table 1 に示す。

試験片は全て板巾の中心付近より切り出した。引張り試験は各試料に対し、5号試験片を6枚宛延方向および直角方向に取り、降伏点、引張り強さ、伸び、加工硬化係数、塑性歪比を水めた。

加工硬化係数は X-Y レコーダーにより、最大荷重点の慣用歪を求め、次式により計算した。

$$n = \ln(1 + \lambda)$$

ただし n : 加工硬化係数 (通常 $\sigma = k\epsilon^n$ で示される)

λ : 最大荷重点の慣用歪

Table 1. Chemical composition of specimens tested. (%)

Thickness (mm)	Cold-reduction (%)	C	Mn	P	S	Cu	Sol. Al	Total Al	AlN
0.4 M	80	0.04	0.24	0.013	0.023	0.05			
0.6 M	70	0.05	0.28	0.014	0.017	0.05			
0.8	T	0.06	0.27	0.012	0.020	0.04			
	M	65	0.05	0.26	0.013	0.020	0.03		
	B	65	0.06	0.26	0.013	0.024	0.03		
1.0	T	57	0.04	0.26	0.010	0.013	0.03		
	M	57	0.03	0.22	0.009	0.011	0.03		
	B	57	0.03	0.22	0.014	0.011	0.03		
1.0 M	57	0.06	0.37	0.008	0.014	0.04	0.054	0.059	0.013
1.2 M	57	0.04	0.25	0.012	0.022	0.06			
1.6 M	43	0.05	0.25	0.010	0.021	0.04			