

熱間加工性におよぼす Cu, Sn および二, 三の因子の影響*

(異形鋼の熱間加工性の研究—I)

浅野 栄一郎**・須 関 昭 二***

Influences of Cu, Sn and Other Factors on the Hot Workability

(Study of the hot workability of special shape steel—I)

Eiichiro Asano Dr. Eng. and Akizi Suseki

Synopsis:

Hot workability of rolled steel depends on many factors, i. e., refining molten steel, heating ingots, condition of the rolling mill, impure elements in material, etc. Especially, in the case of the special-shape steel rolling, such as sash bars for building and rims and side rings for wheels, high level material for hot workability is demanded, because of necessity to make seamless skin and accurate size. The problem of material, principally the influence of impure elements, is one of the most important theme among many factors in workability of steel.

In this report, studies are made on the influences of Cu, Sn, and other factors on the hot workability. Methods to measure the workability are special hot-rolling test, hot-torsion test, hot bending test, hot up-set test, hot rotary-hammering test, sensibility test for overheating, sulfur-print test, and microstructure test,

In general, the material which shows low workability in these tests, also causes many seams and small cracks on the surface of shaped steel, and is not available for rolling production. The special hot-rolling test and other tests for determining the workability show that either of Cu or Sn as impure elements makes workability of steel lower. Increasing the content of Cu (or Sn), Cu (or Sn) concentrating phenomena are found in the matrix metal just under scale after heating (surface oxidation), through a microscope. Cu (or Sn)-concentrating phase seems to be related to degree of seams and hair cracks on shape steel surface during rolling.

I. 緒 言

圧延鋼材の熱間加工性は、製鋼作業における精錬造塊法および圧延作業における加熱法、ロールの状態、素材中の不純物微量元素の作用等多くの因子が影響している。特にサッシュ、リム、リムリング等の異形鋼材の圧延では普通形鋼に比べて形状が複雑なために無理な変形を行い、且ロールパス回数も多くなるため加熱温度も高くなり勝である。しかも製品は普通形鋼以上に表面状態や形状寸法を重要視するので異形鋼材に用いる素材は特に熱間加工性の優ぐれたことが必要である。

本報では圧延現場で屢々問題になる素材のロット別(種類)による熱間加工性の差が素材の材質的な差によつて生ずるのか、圧延現場の加熱法、ロール作業等の適不適によるのかを二、三の試料について各種の熱間試験を行い検討した。次に熱間加工性を左右する多くの因子中最も影響が大きいと思われる鋼中の Cu, Sn の影響につき実験調査した。すなわち Cu, Sn による熱間加工性の低下は、これら元素の融点以上の温度に鋼材が加熱されると Fe の選択酸化により濃化しオーステナイト粒界

を浸蝕脆化するためであると説明されているが^{1)~6)}、それにより生ずる疵と異形鋼材に生ずる疵との類似性、Cu, Sn の濃化現象と含有量、脆化作用と温度との関係につき試験研究した。

II. 試料および実験方法

(1) 素材のロット別による差の調査の場合

供試材は圧延工場でサッシュ材を圧延した際に全く疵の発生しなかつた製品およびその素材、いちじるしい表面疵(主としてひび割疵)が発生した製品およびその素材、並びに実用上差しつかえない程度の疵が発生した製品およびその素材を選んだ。(Table 1 参照)

熱間加工性の比較方法は特殊熱間圧延試験、熱間振り試験、熱間曲げ試験、縦圧試験、回転鍛造試験、過熱敏感性試験を使用し、その他サルファープリント試験、金属組織の検鏡を併せて行つた。

* 昭和 32 年 10 月本会講演大会にて発表

** 東都製鋼, 技術部 工博

*** 東都製鋼, 技術部

Table 1. Chemical compositions of specimens.

Mark	Inspection after rolling	Shapes	Material	Chemical compositions (%)						
				C	Si	Mn	P	S	Cu	Sn
R-1	No defect	Billet	Rimmed steel (by open hearth furnace)	0.07	0.017	0.39	0.023	0.046	0.20	0.04
R-1	"	Sash bar		0.07	0.016	0.38	0.024	0.034	0.20	0.04
K-1	Many defects	Sash bar	Killed steel (by open hearth furnace)	0.07	0.063	0.44	0.013	0.031	0.32	0.04
K-2	"	"		0.08	0.080	0.46	0.016	0.036	0.30	0.06
K-3	Some defects	Billet		0.10	0.088	0.41	0.012	0.026	0.34	0.07
EK-1	Some defects	Billet	Killed steel (by open hearth furnace)	0.07	0.072	0.40	0.019	0.018	0.23	0.05
EK-2	"	Sash bar		0.09	0.084	0.41	0.020	0.008	0.28	0.04

特殊熱間圧延試験は $15 \times 15 \times 70 \text{ mm}$ の試験片を所定の温度で 1 h 保持した後、Fig. 1 に示す特殊ロール孔型で熱間塑性変形を行い、ひび割れ疵が発生し易い部分すなわち試験片が孔型で変形する際、ロール表面にあたらず無理な応力のかかる部分および圧下を受けるだけでロールと接触しない部分の表面疵の発生状況を酸洗して調査した。

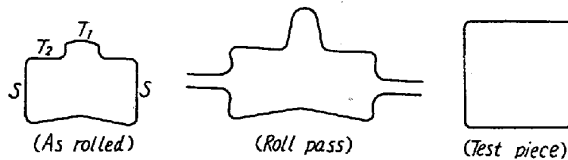


Fig. 1. The roll pass of the hot special rolling test.

熱間曲げ試験は $12 \times 4 \times 150$ の試験片を試験温度に加熱した後、高温のまま 180° に曲げ、彎曲部の疵の発生程度を較するもので、これは熱間加工性、特にひび割れ疵の研究に最近特に適用されている³⁾。熱間振り試験は $12 \times 4 \times 200$ の試験片を曲げ試験と同じ要領で加熱し、高温のまま急速な振り応力を加えその変形部分に発生した疵を調査した。縦圧試験は通常のリベット材の検査に適用される JIS 法に準じ $80 \phi \times 120$ の円筒形試験片を種々の温度に加熱して、原長の $1/3$ に至るまで縦方向に圧延して疵の発生状況を調査するものである。回転鍛造試験は製管材の材質の良否判定に使用されている方法によつた⁷⁾。過熱敏感性試験は素材のバーニングに対する抵抗性を比較するため $1000^\circ\text{C} \sim 1300^\circ\text{C}$ に加熱し粒度成長を行わせ、これを衝撃値の変化により調査した⁸⁾。

(2) Cu および Sn の影響の調査の場合

試料は製鋼工場において出鋼時熔鋼を採取し、これに種々の量の Cu あるいは Sn を添加した。各試料は約 3 kg の小型鋼塊とし、これを熱間鍛造後機械仕上により試験片に加工した。その化学成分は Table 2 および 3 に示す。

なお、試料を作るに当り添加元素が偏析する恐れがあったので予備実験で試験鋼塊中の Cu および Sn の偏析状態を試査して均一なことをあらかじめ確認した。

熱間加工性の比較法は前項(1)に記した熱間曲げ試験、特殊熱間圧延試験を同一方法により実施し、Cu および Sn の含有量と疵の発生状況の関係、電炉鋼と平炉鋼の差につき調査し、さらに種々の温度で高温酸化した試料の直角研磨面と 15° の傾斜をつけた研磨面を金属顕微鏡によつて観察して Cu, Sn の濃化状況およびオーステナイト結晶粒界の侵蝕状況につき観察した。

III. 実験結果

(1) 素材のロット別による差の調査の場合

圧延工場における調査では素材の種類により熱間加工性にいちじるしい差があるが、その場合これと密接な関係のある加熱条件(温度、雰囲気、時間等)圧延機調整状況等の条件がまちまちである。ここではこれら条件を一定として各種熱間加工性の試験を行つた。その結果は Table 4 の如く要約される。

(a) 特殊熱間圧延試験

試料を各温度に 1 h、加熱した後、Fig. 1 のロール孔型で圧延変形を行い、酸洗して疵の発生状態を調べた。その結果、一般に無理な変形を受ける T 部と S 部に疵が発生し、特にサッシュのフランジ先端に相当する T 部分がいちじるしい。疵の発生状況は Table 4 に示す如く R 材、EK 材は K 材に比べ疵の発生が少なく 1050°C 、 1150°C で T 部分に軽度の疵が発生しただけであるが、K 材は 1050°C 、 1150°C で顕著な疵が発生し S 部にも 1150°C では発生している。

(b) 熱間振り試験

Table 1 に示す試料を $950 \sim 1250^\circ\text{C}$ に加熱し熱間のままで振り応力を加え、変形部分に発生した疵を比較したところ、その結果は Table 4 の如く R 材が最も疵の発生が少なく、EK 材、K 材の順で多くなっている。温

Table 2. Chemical compositions of specimens for hot bending test and microstructure test.

Melting furnace	No.		Chemical compositions %							Purpose to know the influence of
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Sn	
Open hearth	H	11	0.11	0.072	0.48	0.016	0.027	0.34	0.28	Cu
		12	"	"	"	"	"	0.41	"	
		13	"	"	"	"	"	0.71	"	
		14	"	"	"	"	"	0.73	"	
	H	21	0.10	0.057	0.39	0.018	0.022	0.34	0.07	Cu
		22	"	"	"	"	"	0.39	"	
		23	"	"	"	"	"	0.57	"	
		24	"	"	"	"	"	0.03	"	
	H	31	0.15	0.158	0.43	0.021	0.031	0.28	0.07	Cu
		32	"	"	"	"	"	0.34	"	
		33	"	"	"	"	"	0.61	"	
		34	"	"	"	"	"	0.77	"	
Electric arc	E	11	0.20	0.194	0.48	0.024	0.017	0.30	0.06	Cu
		12	"	"	"	"	"	0.40	"	
		13	"	"	"	"	"	0.79	"	
		14	"	"	"	"	"	1.10	"	
	E	21	0.08	0.280	0.37	0.017	0.010	0.34	0.05	Cu
		22	"	"	"	"	"	0.43	"	
		23	"	"	"	"	"	0.72	"	
		24	"	"	"	"	"	1.01	"	
	E	31	0.08	0.057	0.36	0.020	0.011	0.34	0.05	Cu
		32	"	"	"	"	"	0.43	"	
		33	"	"	"	"	"	0.72	"	
		34	"	"	"	"	"	0.64	"	
Open hearth	H	41	0.11	0.057	0.39	0.018	0.022	0.33	0.11	Sn
		42	"	"	"	"	"	"	0.14	
		43	"	"	"	"	"	"	0.31	
		44	"	"	"	"	"	"	0.60	
	H	51	0.15	0.172	0.39	0.021	0.024	0.23	0.08	Sn
		52	"	"	"	"	"	"	0.14	
		53	"	"	"	"	"	"	0.34	
		54	"	"	"	"	"	"	0.50	
Electric arc	E	41	0.08	0.280	0.40	0.025	0.010	0.35	0.04	Sn
		42	"	"	"	"	"	"	0.09	
		43	"	"	"	"	"	"	0.25	
		44	"	"	"	"	"	"	0.03	
	E	51	0.12	0.231	0.40	0.025	0.042	0.35	0.08	Sn
		52	"	"	"	"	"	"	0.22	
		53	"	"	"	"	"	"	0.44	
		54	"	"	"	"	"	"	0.71	
	E	61	0.09	0.074	0.37	0.021	0.013	0.29	0.05	Sn
		62	"	"	"	"	"	"	0.14	
		63	"	"	"	"	"	"	0.47	
		64	"	"	"	"	"	"	0.87	
	E	71	0.18	0.240	0.46	0.037	0.016	0.28	0.60	Sn
		72	"	"	"	"	"	"	0.20	
		73	"	"	"	"	"	"	0.33	
		74	"	"	"	"	"	"	0.70	

度との関係は特殊熱間圧延試験の場合と同様 1050°C, 1150°Cに加熱した場合が最も疵が発生し易く950°Cおよび1250°Cでは発生しにくくなっている。そして K材は1250°Cでも 1150°Cと同程度の疵が発生し、特にK-1, K-2でいちじるしい。またK材は10回の所定振り回数に達せずに破断するものが多かつたが、R材にはこのような現象は見られなかつた。

(c) 熱間曲げ試験

Table 1の各試料を850°C~1250°Cに加熱し熱間で治具により曲げ、彎曲部の疵の状況を比較した。その結果は特殊熱間圧延および熱間振りと同一傾向を示しR材

は1050°C, 1250°Cで軽度の疵が発生するに止つたが、K材は820°Cですでに疵が認められ、温度が高くなるほど、疵は増加する。EK材はAと同一傾向であつたが、各温度ともA材よりは多くの疵が発生した。

(d) 縦圧鍛造試験および回転鍛造試験

R-1, K-1, K-3, EK-1の試料を900°C~1300°Cにて1h加熱し原長の1/3迄エア-ハンマーで縦圧して、円周部に発生する癖を調査した。また回転鍛造試験は縦圧試験と同一試料を60φ×120の大きさより30φまで円筒形の円周を回転しつつ鍛造して、円筒形底面部に発生する亀裂の有無を調査した。しかし縦圧

Table 3. Chemical composition of specimens for hot-rolling test.

Melting furnace	No.	Chemical compositions								Purpose to know the influence of
		Cu	Si	Mn	P	S	Cu	Sn		
Open hearth furnace	H 61	0.10	0.089	0.48	0.019	0.037	0.32	0.09	Cu	
	62						0.40			
	63						0.69			
	64						0.76			
Electric furnace	E 81	0.20	0.184	0.48	0.024	0.017	0.30	0.006	Cu	
	82						0.40			
	83						0.79			
	84						1.10			
Open hearth furnace	H 71	0.10	0.088	0.38	0.022	0.025	0.32	0.10	Sn	
	72						//	0.22		
	73						//	0.74		
Electric furnace	E 91	0.18	0.240	0.46	0.037	0.016	0.28	0.06	Sn	
	92						//	0.20		
	93						//	0.30		

Table 4

Marks	Material (Melting furnace)	Inspection after rolling	Shape	Crack defects of the hot special rolling test						Crack defects of the hot torsion				Crack defects of the hot bending test			
				Part T			Part S										
				1050	1150	1250	1050	1150	1250	950	1050	1150	1250	850	950	1050	1250
R-1 R-2	Rimmed steel (open hearth furnace)	No defects	Billet Sash bar	△ —	△ —	○ —	○ —	○ —	○ —	○ ○	○ △	△ △	○ ○	— ○	— ○	— △	— △
K-1 K-2 K-3	Killed Steel (open hearth furnace)	Many defects Many defects Some defects	Billet Sash bar Billet	× — ××	×× — ××	○ — △	○ — ○	×× — ××	○ — ○	× ○ ○	×× △ ×	×× ×× △	×× ×× △	— △ —	— × —	— ×× —	— ×× —
EK-1 EK-2	Killed steel (arc furnace)	Some defects Some defects	Billet Sach bar	— △	— △	— ○	— ○	— ○	— ○	○ ○	× △	× △	○ ○	— ○	— ○	— △	— △

Amount of crack defects ○ None
 △ A little amount
 × Appreciable amount
 ×× Much amount

試験、回転鍛造試験の両方とも各サンプルに疵の発生は全くなかった。

(e) サルファプリント

R-1, K-1, K-3, EK-1 の試料について、サルファプリント試験を行い、硫黄の分布、反応程度を調査した。R材はリムド鋼のため表面のコア層は硫黄が少なく、内殻のリム部分がいちじるしく濃い。電炉製のEK材は硫黄含有量に比非常に非うすい反応を示した。K材中現場で製品の合格率のよかつたK-3は製品合格率の悪いK-1に比べ薄い反応を示し、熱間加工性とサルファプリントにあらわれる硫黄濃度は密接な関係があると思われる。

(f) 金属顕微鏡組織

Table 1 の試料について光学および電子顕微鏡により結晶粒界の状態を重点的に調査したが試料間には顕著な差は認められず、フェライト粒度はR材、K材、EK材の順で細かくなっている。

(g) 過熱敏感性試験

結晶粒成長および過熱に対する抵抗性を比較するためTable 1 の試料を 1000°C ~ 1300°C の高温に加熱処理した後、シャルピー衝撃試験を行い、衝撃値の急激な低下を起す温度を調査したところK-1は 1000°C で低下を生じ、他のR-1, K-3, EK-1は 1100°C で同じ傾向を生じた。なお、電炉熔製のEK-1は 1300°C でさらに他の3試料より一段と低い値を示し、K-1材は 1100°C で、他の試験片は 1200°C より急激に粗くなつ

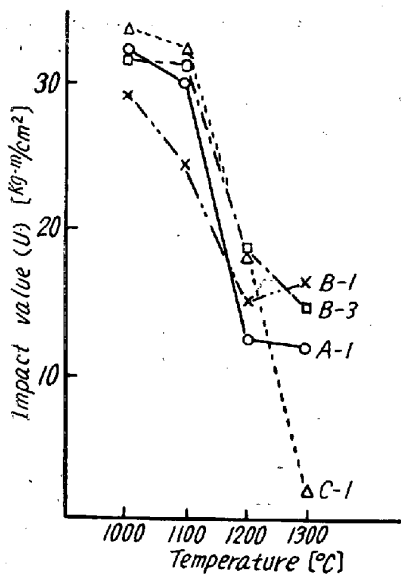


Fig. 2. The relation between grain growth and U notch-charpy impact value.

ている。
 (2) Cu および Sn の影響の調査
 前項の試験の結果、素材のロット別により、製品の疵の発生状況が異なるのは、圧延工場における加熱方法、ロール調整の状態もさることながら、素材の本質的な熱間加工性の差により生ずることが判つたので、この原因を調査すべく先ず疵の発生状態より最も有力な因子と思われる Cu, Sn, の影響につき試験した。

(a) 熱間曲げ試験

Table 2 に示す Cu, Sn 含有量を異にする試料を 950~1250°C の熱間で曲げ、彎曲部に発生する疵の状態を調査した。その結果は Table 5 および 6 に示す如くで Cu または Sn の含有量の少ない試料は 950°C~1250°C では全く疵が発生しないか、あるいはひび割程度の疵に留まる。Cu が 0.30% または Sn が 0.08% 以上になると 1050°C, 1150°C では本実験による試験法では割疵が発生するが 1250°C ではひび割の発生が減少して来る。1250°C で疵がなくなる Cu 含有量は平炉鋼で 0.28%~0.34%, 電炉鋼で 0.29~0.40% 以下, Sn %は平

炉鋼 0.08~0.11%, 電炉鋼で 0.06~0.22% 以下の試料であつた。さらに Cu が 0.40~0.70% また Sn 0.14~0.33% 以上になると、950°C の場合はほとんど疵は発生しないが 1050°C, 1150°C と温度が高くなるに従つて疵の発生は増加し、1250°C でも 1150°C と同等、またはそれ以上の疵が発生する。また平炉鋼と電炉鋼を比較すると同じ程度の Cu, Sn の含有量であれば電炉鋼の方が疵が発生しにくく、また発生しても軽い傾向を示した。

(b) 特殊熱間圧延試験

素材別による差を調査する場合と全く同じ方法により Table 3 に示す試料を 1050~1250°C に加熱し 1 h 保持した後急激な塑性変形を与えて試験片各部分に発生した疵を調べた。その結果前回の試験同様ロール表面と接触せずに変形した部分に疵が最も発生し易く特に下部分が最もいちじるしい、主要部分に発生した疵の状態は Table 7 および 8 に示す。Cu または Sn の増加にともなう疵の発生傾向は、Cu または Sn の含有量が同一であると平炉鋼の方が電炉鋼より疵が発生し易い。

(c) 金属顕微鏡組織

Table 2 に示す試料中の代表的なものを管状電気炉内で 950°C~1250°C × 1 h, および 1150°C ○ × 2 h 加熱し空冷後酸化面に対して直角および 15° のテーパーをつけて研磨し、スケール直下の Cu, Sn の濃化状態につき調査した。その結果は Table 9 に示す通りで、Cu または Sn の含有量が増加すると、スケール直下およびその附近の金属の基地内に、Cu または S の濃化相を判断できる特殊な相が未腐蝕の場合でも認められ、Cu が増加すると次第に赤味をおび、Sn が増加すると白青色を呈してくる、さらに腐蝕して見るとこれらの濃化相は均一の相でなく、また基地のオーステナイト結晶粒界

Table 5. Crack defects of the hot-bending test influenced by Cu.

Material	Mark	Cu%	Cracks on surface				Material	Mark	Cu%	Cracks on surface					
			950°	1050°	1150°	1250°				950°	1050°	1150°	1250°		
Steel made with an open hearth furnace	H	11	0.34	△	×	×	△	Steel made with an electric furnace	E	11	0.30	○	△	○	○
		12	0.41	△	×	×	×			○	○				
		13	0.71	△	×	×	×			○	×	×	△		
		14	0.73	△	×	×	×			○	×	×	×		
	H	21	0.34	△	×	×	△		E	21	0.34	○	△	×	△
		22	0.39	△	×	×	×			○	×	×	△		
		23	0.57	△	×	×	×			○	×	×	×		
		24	1.03	△	×	×	×			○	×	×	×		
	H	31	0.28	○	△	○	○		E	31	0.34	○	×	×	△
		32	0.34	×	×	○	○			○	△	×	×		
		33	0.61	×	×	×	×			○	△	×	×		
		34	0.77	×	×	×	×			○	△	×	×		

Table 6. Crack defect of the hot-bending test influenced by Sn.

Material	Mark	Sn%	Cracks on surface				Material	Mark	Sn%	Cracks on surface							
			950°	1050°	1150°	1250°				950°	1050°	1150°	1250°				
Steel made with an open hearth furnace	H	41	0.11	△	×	×	△	Made by an electric furnace	E	51	0.08	○	△	△	○		
		42	0.14	△	×	×	×			△	○						
		43	0.31	△	×	×	×			×	△	○					
		44	0.60	×	×	×	×			×	△	○					
	H	51	0.08	△	×	△	○		E	61	0.05	○	△	○	○		
		52	0.14	△	×	△	×			62	0.14	○	×	×	△		
		53	0.34	△	×	×	×			63	0.47	○	×	×	×		
		54	0.50	×	×	×	×										
	Steel made with an electric furnace	E	41	0.04	○	△	○		○	"	E	71	0.06	○	△	○	○
			42	0.09	○	×	○		○			72	0.20	○	△	△	○
43			0.25	○	×	×	×	73	0.33			○	×	△	△		
44			0.63	○	×	×	×	74	0.70			○	×	×	×		

Table 7. Relation between Cu content and hot shortness on the hot-rolling test,

Material	Mark	Cu%	Rolling cracks on surface								
			1050°C			1150°C			1250°C		
			T ₁	T ₂	S	T ₁	T ₂	S	T ₁	T ₂	S
Steel made with an open hearth furnace	51	0.32	△	○	△	×	×	×	○	○	○
	52	0.42	×	×	×	×	×	×	○	○	△
	53	0.69	×	×	×	×	×	×	×	×	×
	54	0.76	×	×	×	×	×	×	×	×	×
Steel made with an electric furnace	11	0.36	○	○	○	×	△	×	○	○	○
	12	0.40	×	△	×	×	△	×	○	○	○
	13	0.79	×	×	×	×	×	×	○	○	△
	14	1.10	×	×	×	×	×	×	×	×	×

Table 8. Relation between Sn content and hot shortness on the hot-rolling test.

Material	Mark	Sn%	Rolling cracks on surface								
			1050°C			1150°C			1250°C		
			T ₁	T ₂	S	T ₁	T ₂	S	T ₁	T ₂	S
Steel made with an open hearth furnace	31	0.10	×	△	△	×	×	△	○	○	○
	32	0.22	×	×	×	×	×	×	○	○	△
	33	0.74	×	×	×	×	×	×	×	×	×
Steel made with an electric furnace	21	0.06	×	×	×	×	△	○	○	○	○
	22	0.20	×	×	×	×	×	×	○	○	○
	23	0.33	×	×	×	×	×	×	×	×	×

に沿って侵入していることも容易に認められる。この現象は 90° 研磨面では非常に確認しにくい。15° 研磨面では容易に認められる。濃化相生成および濃化相の結晶粒界侵蝕と加熱温度との関係は 1050°~1150°C でピークを示し、1250°C では逆に少くなり粒界には酸化しか認められなくなるが、スケール中にこれら合金が酸化せず多数認められた (Fig. 3)。また同量の Cu または Sn を含有する試料では濃化相の形成および粒界侵蝕の程度は電炉鋼の方が平炉鋼より軽い。スケール直下の濃化相および粒界の侵蝕状況を示す一例を Fig. 4, 5 に示す。

IV. 総 括

異形鋼材の熱間加工性を研究するに際し、まず製品を圧延する場合、素材ロット(種類)別により疵の発生に多少を生ずる原因を知るべく各種の熱間加工性試験を行って比較した所、これらの現象は素材の熱間加工性の本質的な差に影響を受けていることがわかった。また熱間における振り、曲げ、圧延試験等で疵がいちじるしく発生するものは異形鋼材用素材としては不適当なこともわかった。

Table 9. Relation between the amounts of Cu (or Sn) concentrated by oxidation and heating temperature

	Material	Mark	Cu% (Sn)	950°C		1050°C		1150°C		1250°C		150°C (2 h)	
				90°	15°	90°	15°	90°	15°	90°	15°	90°	15°
Cu	Steel made with an open hearth furnace	H 11	0.34	×	○	×	○	×	○	×	×	○	●
		12	0.41	×	○	×	●	×	●	×	×	×	●
		13	0.72	×	○	○	△	○	●	×	○	○	△
	Steel made with an electric furnace	E 21	0.34	×	×	×	×	×	○	×	○	×	○
		22	0.43	×	×	×	×	×	○	×	○	×	○
		23	0.72	×	○	×	○	×	○	×	○	×	○
		24	1.10	○	○	×	○	×	●	×	○	×	○
	Sn	Steel Made with an open hearth furnace	H 41	0.11	×	○	×	×	○	○	×	×	○
42			0.14	×	○	×	×	○	●	×	×	○	●
43			0.31	×	●	×	●	○	△	×	○	○	△
44			0.60	×	●	×	●	○	△	○	○	○	△
Steel made with an electric furnace		E 61	0.05	×	×	×	×	×	○	×	×	×	●
		62	0.14	×	×	×	×	×	○	×	×	×	○
		63	0.47	×	×	×	○	×	○	×	○	○	○
		64	0.87	×	○	×	●	×	●	×	○	○	●

×.....none, ○.....a little amount, ●.....appreciable amount, △.....much amount.

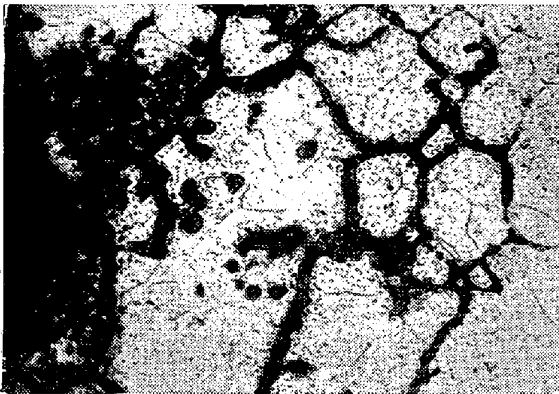


Fig. 3. Microstructure oxidized grain boundary, after heating at 1250°C for 1h. (0.74% Cu) ×170 (2/3)

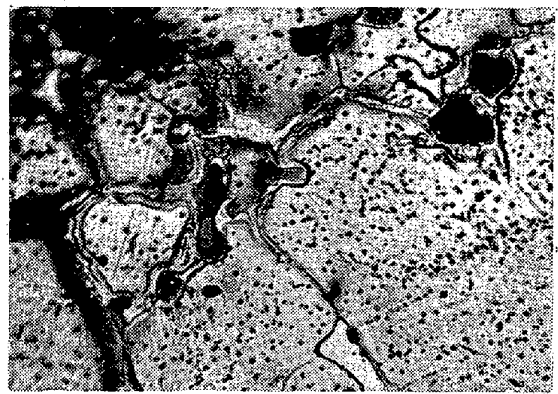


Fig. 5. Microstructure of austenite grain boundary, after heating at 1150°C for 1h. (0.72% Cu) ×560 (2/3)

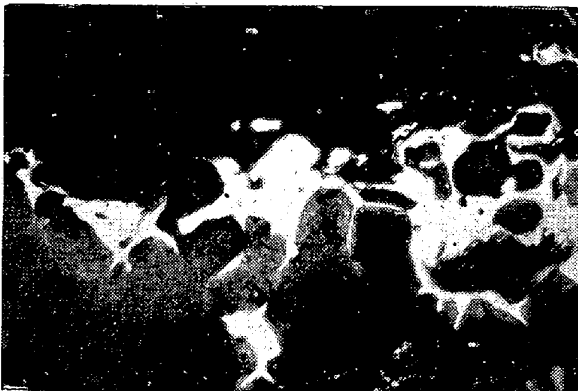


Fig. 4. Microstructure of Sn-concentrated phase, after heating at 1150°C for 1h. (0.84% Sn) ×560 (2/3)

言われている Cu, Sn の作用につき調査した. その結果 Cu, Sn の増加にともなつて発生する疵と鋼の酸化によつて生ずる Cu, または Sn の濃化現象は密接な関係にあり, 濃化相は Cu, 0.30% 前後, Sn 0.6% 前後以上になると金属顕微鏡で充分確認できた. また Cu, Sn の含有量が同じであれば平炉鋼の方が電炉鋼より濃化現象が容易に観察できた. これは各種熱間試験および現場圧延で電炉鋼が平炉鋼より疵が出にくい実状と一致しているが原因その他について断定を下すに至っていない.

本実験の遂行に当つては故東大芥川教授の御懇篤な御指導を頂いた. 深甚なる感謝の意を表する次第である.

文 献

- 1) 河合: 鉄と鋼, 38 (1952) 710.

さらに素材の熱間加工性をいちじるしく低下させると

- | | |
|---|----------------------------|
| 2) 高寺: 鉄と鋼, 29 (1943) 176. | 5) 佐々木: 鉄と鋼, 40 (1954) 499 |
| 3) Herbert Buchalts: Stahl und Eisen, 72 (1953) | 6) 沢村: 鉄と鋼, 38 (1952) 557 |
| 4) 中川: 鉄と鋼, 38 (1952) 54 | 7) 池島: 鉄と鋼, 41 (1955) 17 |
| | 8) 田島: 鉄と鋼, 40 (1954) 232 |

Ni-Cr 系合金におよぼす窒素の影響*

(耐熱材料における合金元素としての窒素の作用について—I)

岡本正三**・依田連平***

Effect of Nitrogen on Ni-Cr Alloys

(Nitrogen as an alloying element in heat-resisting materials—I)

Masazō Okamoto, Dr. Eng. and Renpei Yoda, Dr. Eng.

Synopsis:

The effect of nitrogen on nichrome and Nimonic alloys were investigated. These alloys were prepared in the following manners by using raw metals of high purity by melting rapidly in a Tammann furnace: (a) melted in air, (b) melted in air and added nitrogen in the form of nitrided chromium.

The nitrogen content of all alloys melted in air was in the range of 0.03~0.04%N. Chemical analyses of these alloys showed large amount of "soluble" nitrogen (soluble in hydrochloric acid: water=1:1) in nichrome and of "insoluble" nitrogen (insoluble in hydrochloric acid but soluble in fuming sulphuric acid) in Nimonic alloys. Hence, nitrogen in the former was presumed to be contained as solid solution, and that in the latter as both aluminium nitride and titanium nitride.

Small amount of nitrogen in Nichrome modified various properties a little: it strengthened the material without decreasing the ductility so much, increased the electrical resistance, decreased a temperature coefficient and increased the expansion coefficient. The limit of nitrogen to obtain the sound alloy safely was presumed to be about 0.055%N.

The age-hardening of Nimonic alloys was promoted by a small addition of nitrogen, but decreased by a large addition of it. As the nitrogen content in Nimonic alloys was increased, the alloys tended to show over-aging and to decrease both the high temperature hardness and the creep strength. The function of nitrogen was detrimental to Nimonic alloys. Its vacuum melting was recommended for the purpose of preventing the melt from the contamination by both oxygen and nitrogen.

I. 結 言

オーステナイト鋼の合金元素としてのNは近年次第に注目されてきた。その主な理由はこの元素の添加によりオーステナイト相が安定化せられ、高温強度が一段と高くなるのみならずNiの節減にも役立つことにある。Nを合金元素として利用することの研究はNi資源に乏しいソ連や独乙において行われてきた¹⁾のであるが、今日ではNi資源の豊かな米英においてもNの合金元素としての効果が注目されるようになってきた²⁾³⁾。Nの効果については以上のほかにσ相生成の範囲を高Cr側へ移

動させること⁴⁾、高温強度を附与するに有効なMo等のフェライトを生成する元素を数%加えるときにもNの適量が合金化されておれば、高温度でオーステナイトの分解はいちじるしく起り難いこと⁵⁾等が挙げられる。

Ni基、Co基の耐熱合金においてもNが合金元素として如何なる影響をおよぼすかはかなり重要な問題とみられるが、これについては研究が見当たらない。大気中で熔製したNimonic系合金の組織を観察していると、と

* 昭和33年4月本会講演大会にて発表

** 東京工業大学金属工学教室、工博

*** 金属材料技術研究所、工博