

抄 録

4) 鋼及び鍊鐵の製造

低炭素 1.5% クロム鋼に及ぶ脱酸剤の影響 (Walter Craft & John L. Lamont, Transaction of the A. S. M. March 1939)

鋼の結晶粒度に關しては最近盛んに研究されつゝあり McQuaid-Ehn, Bvegehold, Herty, Zimmerman, Abern, Bain の諸氏の研究發表があり鋼には先天的と後天的の結晶粒度があり前者は製鋼方法に依て定まり其後の熱處理其他によつては變へる事が出來ずこれが材質に影響を及すと云はれて居る。

著者はこゝに C 0.1% Cr 1.5% の滲炭用 Cr 鋼に結晶粒を微細化する種々の元素即ち Al, V, Zr 等を種々の割合に添加してその性質の變化をしらべたのである。試験には全部滲炭せずして行ひ McQuaid-Ehn の結晶粒度測定のみ滲炭を施した。試験に供した材料の化學成分は第 1 表の如し。

第 1 表 分析成分%

鋼番	C*	Mn	Si	Cr	Al*	Al ₂ O ₃ *	V	Zr*	ZrO ₂ *
1-Al	0.140	0.33	0.20	1.50	0.007	0.006	—	—	—
2-"	0.132	0.36	0.22	1.50	0.010	0.016	—	—	—
3-"	0.115	0.34	0.24	1.49	0.012	0.015	—	—	—
4-"	0.120	0.34	0.22	1.51	0.018	0.012	—	—	—
5-"	0.105	0.35	0.22	1.52	0.020	0.010	—	—	—
6-"	0.114	0.41	0.27	1.52	0.024	0.013	—	—	—
7-"	0.130	0.36	0.23	1.49	0.029	0.019	—	—	—
8-"	0.121	0.33	0.23	1.50	0.066	0.015	—	—	—
1-V	0.105	0.34	0.27	1.50	—	—	0.029	—	—
2-"	0.101	0.33	0.20	1.50	—	—	0.049	—	—
4-"	0.115	0.30	0.17	1.53	—	—	0.113	—	—
4-"	0.097	0.36	0.23	1.47	—	—	0.160	—	—
5-"	0.113	0.35	0.28	1.43	—	—	0.216	—	—
6-"	0.108	0.36	0.28	1.50	—	—	0.245	—	—
1-Zr	0.107	0.33	0.26	1.49	—	—	—	0.005	0.040
2-"	0.101	0.32	0.22	1.52	—	—	—	0.007	0.059
3-"	0.120	0.38	0.33	1.48	—	—	—	0.015	0.071
4-"	0.144	0.30	0.31	1.51	—	—	—	0.031	0.073
5-"	0.112	0.33	0.34	1.46	—	—	—	0.063	0.096

* 數回分析結果の平均値

Union Carbide & Carbon Research Laboratories に於て小型鹽基性高周波電氣爐にて熔製し鍛延し先づ 925°C で全部標準化した引張及び衝撃試験片は 7/8" の徑の丸棒を 925°C に加熱し油焼入し 150°C で 1 時間焼戻した。變形試験片は窒素氣流中で 925°C で 1 時間加熱し油焼入した後再び寸法を正確に測定した。この長さの收縮及び膨脹を以下變形値として表す。

焼入に際して起るオーステナイトの變態の様も同時に調べた。試験片は徑 1/2" 及び 13/16" 長さ 2" のもので温度、時間と共に長さの變化を活動寫眞で撮影した。化學分析により鋼中に殘留せる Al 及び Zr 及び T Al, T Zr, 並に 10% の H₂SO₄ に不溶性の Al 及び Zr を定量した。この程度の酸に不溶性のものは顯微鏡的に檢視出来る介在物と推定した。然し現在では未だ酸に可溶性の脱酸元素が事實鋼中に合金されて居るか又は可溶性金屬化合物か或は極めて微細に分布された非金屬化合物か否かは明らかで

ない。

A. S. T. M の規格に従ひ 925°C で 8 時間加熱して McQuaid-Ehn の結晶粒度を測定した。この結果を第 2 表に示す。

第 2 表 McQuaid-Ehn 試験に於ける A. S. T. M 結晶粒大

鋼番	Al%	Al ₂ O ₃ %	先天的結晶粒大	後天的結晶粒大
1-Al	0.07	0.006	5~6	7~8
2-"	0.010	0.016	6~7	8
3-"	0.012	0.015	7~8	6
4-"	0.018	0.012	7~8	6
5-"	0.020	0.010	7~8	6
6-"	0.024	0.013	7~8	6
7-"	0.029	0.019	6~8	5
8-"	0.066	0.015	7~8	6
	V%			
1-V	0.029	—	6~8	5
2-"	0.049	—	7~8	—
3-"	0.113	—	7~8	—
4-"	0.160	—	7~8	6
5-"	0.216	—	8	7
6-"	0.245	—	8	7
	Zr%	ZrO ₂ %		
1-Zr	0.005	0.040	6~7	1~5, 8
2-"	0.007	0.059	5~7	—
3-"	0.015	0.071	7~8	—
4-"	0.031	0.073	7~8	6
5-"	0.063	0.096	7~8	6

酸に可溶性の脱酸元素の量と結晶粒度の關係を求めたが、0.01% Al, 0.05% V, 0.015% Zr の如く少量の殘留脱酸元素が可成結晶粒の微細化に効果があり、これ以上多量に添加しても効果が薄く従てある限度以上は McQuaid-Ehn の結晶粒度は酸に可溶性の脱酸元素量に比例しない事になる又この場合結晶粒度と大型の脱酸生成物たる非金屬介在物とは何等關係がない。

第 3 表 925°C から油焼入し 150°C で焼戻した鋼の機械的性質

鋼番	Al %	降伏點 lb/in ²	抗張力 lb/in ²	伸 %	絞 %	アイゾー ト衝擊値 ft-lb	(0.10% に換算した) 抗張力 psi
1-Al	0.007	91,000	123,500	13.0	24.1	23.5	107,500
2-"	0.010	82,000	120,500	15.5	34.4	24.3	107,700
3-"	0.012	86,000	113,750	20.5	50.6	35.0	107,750
4-"	0.018	53,000	106,500	20.0	46.6	39.3	98,500
5-"	0.020	51,000	100,000	22.0	46.3	48.0	98,000
6-"	0.024	54,000	99,700	22.5	43.8	47.0	94,100
7-"	0.029	68,000	102,250	24.5	53.8	49.3	94,250
8-"	0.066	68,500	104,500	24.0	53.6	44.4	96,100
	V%						
1-V	0.029	84,000	110,000	22.0	56.5	41.5	108,200
2-"	0.049	73,500	108,250	23.5	59.4	49.5	107,850
3-"	0.113	71,000	113,000	23.0	50.6	41.5	108,800
4-"	0.160	70,000	109,000	24.0	59.6	54.0	110,200
5-"	0.216	76,500	118,250	23.0	56.8	51.8	113,050
6-"	0.245	79,500	118,500	21.5	54.1	47.3	115,300
	Zr%						
1-Zr	0.005	80,000	111,000	21.0	58.8	41.0	108,200
2-"	0.007	74,000	106,000	22.0	56.5	45.5	105,600
3-"	0.015	74,500	113,500	21.0	57.0	39.0	105,500
4-"	0.031	74,500	114,000	22.5	56.2	33.0	106,400
5-"	0.063	77,000	107,000	19.0	57.0	36.0	102,200

引張強度及び衝撃値を第3表に示した。Alで脱酸したものの延性、衝撃値を除いてはMcQuaid-Ehn結晶粒度と引張強度、衝撃値との間には何等一定の関係が見出されない。然しこの場合粗粒鋼の方が性質少し悪い様であるが、これもAl以外の他の脱酸剤を用いたものでは云へない事で、この場合は比較的粗粒のものでは微粒鋼と同様延性及び衝撃値が高いのである。炭素量の差異を適當に補正して酸に可溶性の脱酸元素量と抗張力との関係を求めたが、脱酸元素を少量含有するものは何れも約107,500 lb/in²程度の抗張力を有して居る。脱酸元素の多量に含有されたものは各元素によつて各々性質を異にしVは0.15%以上迄強度を増加するが、Zrは多少低下しAlの場合は0.012%迄は強度は變化しないが、これ以上になると急激に低下し0.025%で107,500 lb/in²から94,000 lb/in²迄低下する。斯くの如く結晶粒が微細化されるに拘らず抗張力が低下するのは注目すべき事である。

延性はAl鋼よりZr鋼やV鋼の方が大であるV鋼は特に衝撃値が高い、延性と衝撃値の差は、蓋ろ小で、脱酸剤の種類によつて各々特徴があるわけである。粗粒のAl鋼を除いては何れも概して延性及び衝撃値が高い、降伏点と結晶粒或は脱酸剤の種類及び量とは何等の関係がない。925°Cから油焼した各試験片の變形値を第4表に示す。

第4表 925°Cから油焼した後の變形値

鋼番	Al% 變形値×10 ⁻⁴	鋼番	V% 變形値×10 ⁻⁴
1-Al	0.007 +18.5	1-V	0.029 +20.0
2-"	0.010 +10.0	2-"	0.049 -6.5
3-"	0.012 -4.0	3-"	0.113 -3.0
4-"	0.018 -2.0	4-"	0.160 +9.5
5-"	0.020 -5.5	5-"	0.216 +18.5
6-"	0.034 +1.0	6-"	0.245 +24.0
7-"	0.029 -11.0		%Zr
8-"	0.066 -14.5	1-Zr	0.005 -4.5
		2-"	0.007 -12.0
		3-"	0.015 -9.0
		4-"	0.031 -13.5
		5-"	0.063 -10.0

表によつてみると粗粒鋼の方が多少膨脹する様であるが、この膨脹量は+0.0020"から-0.0005"の範囲である。微粒鋼の中でAl及びZr鋼は收縮するがV鋼は膨脹する。Alが増加するにつれ膨脹から收縮に變化し、この變形値の曲線は雙曲線を描く。Vも少量の間は同様の曲線を描いて變化するが、多量になると逆に又増加してゆく。Zrは各試験片共收縮しZr 0.03%附近で最低に達する。

次に同様の變形試験を市販の滲炭鋼について行つた處SAE 1015 -0.0020" SAE 1315 -0.0034" SAE 4615 +0.0050" SAE 6115 +0.0020"の變形を示した。これ等の鋼は何れも微粒鋼で殆どAlによつて脱酸されたものである。1.5% Cr鋼の變形値は-0.0014"から+0.0024"で、従つて脱酸剤による變形値は合金元素による變形値の約半分である。これ等の事は他の各種の鋼についても云へる事で、結局結晶粒に影響のある脱酸元素の變形に及ぶ影響は、普通の合金元素のそれと同様であるといふ事になる。

次に油焼入によるオーステナイトの變態機構を試験した。變態はフェライト、亜マルテンサイト、マルテンサイトの三段階に起る。酸に可溶性のAlが増すとフェライトの生成温度範囲を抑制し、亜マルテンサイトの範囲を狭めてマルテンサイトの温度範囲を増加せしめる。これ等何れの組織の生成温度もAlがますます高められる。Vは中量含有される場合はフェライトの範囲を抑制するが他の變化は少ない。Zr鋼はフェライトの生成温度範囲を極めて廣める

特徴がある。

Vは0.15%でフェライト及びマルテンサイトの生成量は最大に達し亜マルテンサイトはV 0.15%迄一定でこれ以上はV量と共に増加する。

次にオーステナイトの變態の際に生じたフェライト及びマルテンサイトの量と抗張力の関係を調べたが、フェライト及びマルテンサイトの量が減少し、亜マルテンサイトの量がますます著しく抗張力がまし、抗張力は變態組織の量に大に關係し、結晶粒度や脱酸剤の種類や量に影響せぬ又變態に際して起る變形値も變態組織に影響し脱酸剤の種類には影響せぬ。

以上は脱酸剤各1種の場合について述べたが二つ以上の脱酸剤を同時に使用した場合も興味ある問題である。供試鋼としてC 0.15% Cr 1.0%のものを用ひ脱酸元素を含むフェロシリコンで処理した。脱酸剤の量は各脱酸剤1種で結晶粒が微細化される程度例へばAl 0.06% Zr 0.09% V 0.12%程度加へた。熱処理や試験方法は前と同様である。この程度のAl, V, Zr各1種では前述の如く何れも變形試験に於て膨脹を示したが2つ以上組合した場合でこの範囲内でV又はZrが比較的高くAlが中程度の場合材料は收縮を示した。V, Al, Zrの三元素を大體等量加へた場合は膨脹も收縮も起らなかつた。

引張試験ではZr又はAlのみ使用した場合及びAlとVを同時に多量使用した場合は比較的抗張力高くVのみ及び少量のVと共にZr又はAlを多量用ひた場合は抗張力が低く出た。(K)

焰による酸化物除去方法 (Flame Descaling Apparatus) (Metals and Alloys, August, 1939, MA459)

新しい酸素アセチレンによる酸化物除去装置が、the Air Reduction Sales Co., 60 E, 42 nd., New York. で作られた。この方法は、鉄及び鋼から酸化物又は他の堆積物を、酸素アセチレンガス焰の先端で急に加熱する事により酸化物と母體金屬の膨脹係数の相違により、酸化物と母體との間に龜裂を生ぜしめて除去するにある。

ingots, billets, slabs, 鍛造物及び鋼鑄物(燒鈍後)等のスケール落しをやる前にこの方法を使用する。この装置は除去せんとする鋼の表面を車によつて自由に動かせる様になつて居る。次に重要なこの装置の要素として、高温焰によつて急に表面が加熱される事によつて鋼と酸化物の間又は酸化物の中に存在する水分を除去する方法である。焰處理した後直ちに表面は針金のブラシがかけられ、緩んだ表面の酸化物及び塵埃など除去される。ペンキ塗りは、表面に水滴が出来る迄續ける。理想的ペンキ塗り下地は斯くして作られると云はれ、この方法によれば風化などによつて表面に出来た緻密な表面保護被膜のユルミが極めて少ないと云はれて居る。

(高瀬)

鑄鐵中のモリブデン (Chubel W. F. Foundry Trade Journal, Vol. 60, March 30, 1939, p 274~277)

Moは數種の形として得られる。即金屬Mo, Ferro-Mo, Ca-Molybdate及びMolyteとして。金屬Moを直接鑄鐵中に入れる事は不適當であり他の形のものゝ添加剤として多くの要求を満足する。

Ferro-Mo及びCalcium-molybdateはキノボラー中で用ふる事が出来る。後者はコークスの各裝入毎に加へられるのであるが、にげるのを防ぐためにブリケットとして加へた方がよい。

Ferro-Moは一般に湯の流れ道或は取鋼に加へられるが、Ca-Molybdateを斯くして加へると低温で金屬Moに還元する時間を

必要とし、装入物と一緒に加へる時よりも Mo の回収は少ない。Air Furnace の際は Ca -Molybdate 又は Molyte が加へられるが完全な還元を行ふには充分な時間を必要とする。

電氣爐で鑄鐵を作る際は、Ferro- Mo 又は Ca -Molybdate が加へられる。取鍋中に加へる最もよい添加剤は低熔解点を有する Mo ・ Fe 合金である。これは炭素又は高珪素を加へるか又は Mo 含有量を 40% 迄低下さす事である。 Mo 40% を含む Fe ・ Mo 合金の熔解点は $1,440^{\circ}C$ である。

近來は Mo 添加剤の他の形として、 Mo 銑鐵を用ふる傾向になつて居る。 Mo 銑鐵には 2 種類あつて、その一つは、 $TC < 3.0\%$ 、 Si 1.5~2.0%、 Mn 0.8~1.0%、 $S < 0.07 P$ は必要に応じて變化する。 Mo 1.0~5%。これは精鍊された Mo 銑鐵であつて、砂型銑或は鑄造機銑として得られる。他は、 $TC < 3.5\%$ 、 Si 1.5~2.0%、 Mn 0.8~1.0%、 $S < 0.07 P$ は必要に応じて變化する Mo 1.0~5%。

Fe ・ C 合金に及ぼす金相學的影響は次の如くである。

共晶温度は大體純 Fe ・ C 合金と同様で $1,130^{\circ}C$ であつて、共晶に於ける炭素成分は餘り變化しない。共析に於ける炭素の量は Mo によつて減少す、共析變態上下に於て、新しい複炭化物が生ずる。 Fe - C - Mo 系で C が共析成分以下では黒鉛は生じない。 Mo は炭化物を安定にするので、黒鉛化を防止する。 Mo は黒鉛を細かにする作用を有する。

この論文に於ては、 Ni ・ Mo 鑄鐵及び Cr ・ Mo 鑄鐵の熱處理に就ても議論されて居る。(高瀬)

5) 鐵及鋼の鑄造

鑄鐵に添加する Cr 及び Si の利益 (Iron Age, Vol. 43, Feb. 2 1939, pp 42~44)

低クロム鑄鐵に取鍋中で Si を添加する事によつて、断面が變化しても均一性を増し且優秀な機械的性質を有する。鑄造物には樹枝狀及び共晶地鐵-黒鉛の組織を示さぬ。地鐵-黒鉛組織は Cr の存在に依て除去され、同時にセメントイトを安定化し酸化抵抗等を増加する。

Cr はクロム鐵の塊として熔銑爐に加へるか又は鑄物に適當した程度のフェロクロムとして取鍋に加へる。基礎鑄鐵 3.24% C 、2.25% Si 、0.59% Mn 、0.14% P 、0.12% S に 0.45% Cr を添加すると自由地鐵が消失し、パーライト組織を改良する。上記の 0.45% Cr 鑄鐵で階段棒試験を行ふと 1/8" 迄はチルが這入らない。0.77% Cr 鑄鐵では 1/4" 迄は灰銑である。 Cr の最も有効な作用は鑄鐵の耐摩耗性を増加する事である。合金元素の種々の影響は Si 及び添加方法によつて影響を受ける。キューボラに加へられた Si を含む 0.5% Cr は 1/4" 断面で 430ブリネル硬度を示すが、取鍋中に加へられた Si を含む 1% Cr 鑄鐵は 1/4" 断面でブリネル 320 を示し、取鍋中に Si を加へない場合は 1/4" 断面でブリネル 450 の硬度を示す。(高瀬)

6) 鐵及び鋼の加工

Cr - Mo 表面硬化齒車鋼の滲炭と熱處理 (Hubert M. Meingast, Durferrit Mitt., Vol. 8, Feb. 1939, pp 25~47, Metals and Alloys, July, 1939, MA 416)

この論文は熱處理された Cr ・ Mo 滲炭鋼の最も簡単な試験の結果である。種々滲炭され熱處理され顯微鏡試験された鋼に就て衝撃試験及び硬度を測定した。磨耗試験が或仕上部分品に就てなされた。

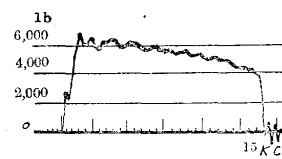
滲炭試験は滲炭温度が $880^{\circ}C$ 以下の場合には $880^{\circ}C$ 以上の場合より一層多く容易に滲炭される事が判た。弱い滲炭剤中では滲炭は $900^{\circ}C$ に於て行はれる事が出来る。工業的にも、經濟的にも強い、サイアノイドバスで滲炭すれば缺點はない。 $930^{\circ}C$ の滲炭温度では滲炭層と中心部との變化が急激であるといふ事實は見出さない。 930 ~ $950^{\circ}C$ で 1~10 時間焼鈍し、油焼入した試料の衝撃値は時間變化により著しい衝撃値の減少を示さず 860 ~ $800^{\circ}C$ より焼入した試料よりよい數値を示し、次の焼戻焼鈍は更に靱性を増加する。

(高瀬)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

緊張衝撃試験に於ける衝撃時の張力に就て (Clark D. S. and Dätwyler G. Mechanical Engineering July, 1938)

著者等はアイソット衝撃試験機を用ひ、試験片に働く張力を陰極線オットシログラフ上に求めた。緊張衝撃の繼續時間は大體 0.001 sec 代て此の時の緊張速度は 11 ft/sec である。此の短時間中に試験片に働く張力を電氣的に、電壓の變化で以て求めた。電壓の變化を充分に擴大し、陰極線オットシログラフの縦方向の振れとさせる。圖は、かくして得られた張力-時間線圖である、横軸1目盛が $1/15,000$ sec に相當する。



此の力-時間線圖より、力-伸び及び歪力-歪の線圖も容易に得られる。力-伸び線圖で出来る面積は、試験機の衝撃振子に依て與へられるエネルギーに相當する。又かくして求めた動力學的歪力/歪曲線と、静力學的歪力/歪曲線とを比較して見るのも面白いことであらう。

著者の意見に依れば、緊張衝撃試験により得られる歪力/歪、曲線は、材料の相對的衝撃抵抗を決定する上に於て普通のノッチ棒試験よりも價值がある。(S. O.)

鑄鋼の性質に及ぼす Al の影響 (Sims C. E. and Dahre, F. B. Foundry Trade Journal, Vol. 59, No. 1149, 1938)

是に云ふ鑄鋼とは中位の C % のものなり。結論を次に記す。

1. Al により脱酸を行へば、伸びと衝撃値とが著しく低下せしめる極限點がある。
2. 伸びが悪くなるのは初結晶粒界に共融體として、硫化物を析出せしめるからである。
3. Al を少くすれば硫化物は細粒となり伸びの減少はなくなる。しかしこの程度の Al 量では脱酸が出来ない。
4. 過剰の Al は Al 硫化物を作る、この爲複雑硫化物の溶解度を減じ、 Al 添加前の伸びと殆ど同じ伸びを與へる。
5. Al を用ひると否とに不拘、 S は伸びを低下さす。
6. 低 S 鑄鋼 ($< 0.025\%$ S) では Al を如何なる程度に用ふるも、伸びに變化なし。却て衝撃値を良くす。
7. 1.50% 迄の Mn は強度に影響あるも伸びに影響なし。
8. 添加 Al の形の影響は使用する爐の影響より著しい。
9. 適當な調節を行へば S 含量高い場合、 Al を僅か過剰に用ひても實際上伸びに悪影響を與へない。
10. Al の影響は他の要因により蔽はれて了ふ場合が多い。最も著しい例が水素の存在により材質が脆くなる如き場合である。(S. O.)

横孔及切缺の各種疲勞限に及ぼす影響 (Max Hempel, Archiv Eisen hüttwes. 12 (1938/39) 433)

炭素鋼 5 種、(D 印) Mn 鋼 3 種 (St. 37, 52, 及びスプリング鋼) Ni ・ Cr 鋼 6 種について引張壓縮、曲げ及び振り疲勞試験を行ひ第 1~3 表に示す通の結果を得、急激なる疲勞限の減少は小さい

Zählentafel 1.

Zug-Druck-Wechselversuche an Stäben mit Querböhrungen oder Kerben.
Gleicher Stabdurchmesser $D=4.6\text{ mm}$; Durchmesser der Querböhrung $d=1.0$ und 2.0 mm .
Kerbwinkel $=60^\circ$; Abrundungsradius im Kerbgrund $=0.1\text{ mm}$; Kerbtiefe $t=0.3$ und 0.7 mm

Werkstoff	Zug-Druck-Wechselfestigkeit in kg/mm^2				
	Vollstab ¹⁾ (σ_w)	Stab mit Böhrung ²⁾ (σ_w^t)		Stab mit Kerb ³⁾ (σ_{wk})	
	$\frac{d}{D}$ bzw. $\frac{t}{D}=0$ $q_v=16.6\text{ mm}^2$	$d=1.0\text{ mm}$ $\frac{d}{D}=0.217$ $q_r=11.95\text{ mm}^2$	$d=2.0\text{ mm}$ $\frac{d}{D}=0.435$ $q_r=7.65\text{ mm}^2$	$t=0.3\text{ mm}$ $\frac{t}{D}=0.065$ $q_r=12.55\text{ mm}^2$	$t=0.7\text{ mm}$ $\frac{t}{D}=0.152$ $q_r=8.03\text{ mm}^2$
D1	27.3	14.6	14.6	15.4	15.6
D2	27.9	15.5	17.0	16.5	15.4
D4	28.2	14.8	15.9	15.0	15.5
D6	38.5	20.0	18.5	21.7	20.7
D8	44.9	22.4	23.6	26.4	25.7
St 37 □ ²⁾	23.0	14.3	14.9	12.0	11.9
St 37 ○ ⁴⁾	21.9	12.2	—	—	—
St 52 □ ³⁾	33.5	20.2	20.1	15.2	15.8
St 52 ○ ⁵⁾	32.4	17.6	—	—	—
Federstahl □ ⁶⁾	51.5	23.5	25.1	21.7	22.0
Federstahl ○ ⁹⁾	44.3	21.2	—	—	—
Cr-Ni1	55.7	27.5	26.2	—	—
Cr-Ni2	62.2	27.4	25.9	—	—
Cr-Ni3	48.4	22.7	—	—	—
Cr-Ni4	44.8	22.4	22.2	—	—
Cr-Ni5	52.6	26.7	31.4	—	—
Cr-Ni6	55.3	29.1	31.7	—	—
VCN 45 geg ¹⁷⁾	41.5	22.1	—	—	—

切欠又は孔直径を有する場合に起ることを結論した。

又これより切欠感度 β を求め同じ形状に於て引張壓縮及曲げの場合 Ni-Cr 鋼の方の切欠感度は炭素鋼のそれより大きいが、振りに於てはこの関係は逆であることは注目すべきことである。又切欠の径と試験片の径との比と β との関係は比重 0.2~0.3 に於て最大の β を得、更に切欠の角度、試験片平行部邊に於ける R と β との関係、試験機の繰返速度と疲勞限との関係につき簡単な實驗をしてゐる。次に抗張力と疲勞限との関係は直線的であること、切欠の深、浅により兩者の関係は變化しないこと、及び切欠感度は抗張力と共に上昇するが切欠棒の振り疲勞に於ては例外であること等は注目すべき所である。最後に強度の理論には最大應力説其他多くあるが之を各々

Zählentafel 2. Biegewechselversuche an Stäben mit Querböhrungen oder Kerben.

Stabdurchmesser $D=7.52\text{ mm}$; Durchmesser der Querböhrung $d=1.1, 1.6$ und 4.0 mm Kerbwinkel 60° ; Abrundungsradius im Kerbgrund $=0.1\text{ mm}$. Kerbtiefen $=0.32, 0.49, 0.75, 1.10$ und 1.42 mm .

Werkstoff	Zugfestigkeit σ_B kg/mm^2	Biegewechselfestigkeit in kg/mm^2							
		Vollstab (σ_{wb})	Stab mit Böhrung (σ_{wbl})			Stab mit Kerb (σ_{wbk})			
		$\frac{d}{D}$ bzw. $\frac{t}{D}=0$ $W_v=41.7\text{ mm}^3$	$d=1.1\text{ mm}$ $\frac{d}{D}=0.146$ $W_r=31.9\text{ mm}^3$	$d=1.6\text{ mm}$ $\frac{d}{D}=0.213$ $W_r=27.4\text{ mm}^3$	$d=4.0\text{ mm}$ $\frac{d}{D}=0.532$ $W_r=10.8\text{ mm}^3$	$t=0.32\text{ mm}$ $\frac{t}{D}=0.042$ $W_r=31.9\text{ mm}^3$	$t=0.49\text{ mm}$ $\frac{t}{D}=0.065$ $W_r=21.4\text{ mm}^3$	$t=0.75\text{ mm}$ $\frac{t}{D}=0.100$ $W_r=21.4\text{ mm}^3$	$t=1.10\text{ mm}$ $\frac{t}{D}=0.146$ $W_r=14.8\text{ mm}^3$
D1	39.2	22.0	—	17.3	—	—	—	18.0	—
D2	53.0	27.0	16.9	17.3	19.4	17.2	15.2	15.6	17.0
D4	62.4	25.0	—	17.3	—	—	—	15.5	—
D6	80.7	33.0	22.7	20.1	25.4	20.4	19.1	19.0	20.2)
D8	100.5	41.0	—	28.3	—	—	—	24.6	—
St 37 □	36.9	21.0	14.6	16.0	—	—	—	16.4	—
St 52 □	59.1	32.0	19.0	19.5	19.8	20.9	18.8	18.7	19.3
Federstahl □	96.7	48.0	26.4	26.2	26.2	—	—	21.0	—
Cr-Ni1	101.9	52.0	28.8	28.9	38.0	—	—	29.2	—
Cr-Ni2	132.2	63.0	36.6	33.4	—	—	—	35.1	—
Cr-Ni3	104.2	52.0	25.0	27.4	28.5	—	—	23.4	—
Cr-Ni4	98.3	47.0	26.2	23.4	27.5	—	—	23.4	—
Cr-Ni5	118.0	53.0	28.8	32.3	34.0	—	—	29.3	—
Cr-Ni6	127.0	54.0	34.0	34.4	34.9	—	—	23.4	—

1) Biegewechselfestigkeit $=20.0\text{ kg/mm}^2$ bei $t=1.42\text{ mm}$, $\frac{t}{D}=0.189$, $W_r=10.0\text{ mm}^3$

Zählentafel 3. Verdreh-Wechselversuche an Stäben mit Querböhrungen oder Kerben

Stabdurchmesser $D=14.0\text{ mm}$; Durchmesser der Querböhrung $d=2.0, 3.0$ und 7.0 mm Kerbwinkel $=60^\circ$; Abrundungsradius im Kerbgrund $=0.1\text{ mm}$; Kerbtiefen $=0.3, 0.45, 0.75, 1.3$ und 2.0 mm .

Werkstoff	Zugfestigkeit σ_B kg/mm^2	Verdreh-Wechselfestigkeit in kg/mm^2								
		Vollstab (τ_w)	Stab mit Böhrung (τ_{wl})			Stab mit Kerb (τ_{wk})				
		$\frac{d}{D}$ bzw. $\frac{t}{D}=0$ $W_v=538.8\text{ mm}^3$	$d=2.0\text{ mm}$ $\frac{d}{D}=0.143$ $W_r=473.1\text{ mm}^3$	$d=3.0\text{ mm}$ $\frac{d}{D}=0.214$ $W_r=438.4\text{ mm}^3$	$d=7.0\text{ mm}$ $\frac{d}{D}=0.500$ $W_r=289.7\text{ mm}^3$	$t=0.3\text{ mm}$ $\frac{t}{D}=0.0214$ $W_r=473.4\text{ mm}^3$	$t=0.45\text{ mm}$ $\frac{t}{D}=0.0321$ $W_r=441.4\text{ mm}^3$	$t=0.75\text{ mm}$ $\frac{t}{D}=0.0535$ $W_r=383.5\text{ mm}^3$	$t=1.3\text{ mm}$ $\frac{t}{D}=0.093$ $W_r=290.9\text{ mm}^3$	$t=2.0\text{ mm}$ $\frac{t}{D}=0.143$ $W_r=106.4\text{ mm}^3$
D1	39.2	16.2	—	11.0	—	—	—	11.0	—	
D2	53.0	17.2	12.9	10.8	11.6	14.2	14.4	12.7	13.6	
D4	62.4	16.9	—	11.2	—	—	—	13.7	—	
D6	80.7	24.7	14.3	13.5	14.0	19.5	19.3	19.0	18.8	
D8	100.5	31.0	15.5	15.5	14.7	24.6	25.3	24.5	21.8	
Cr-Ni1	101.9	27.6	18.7	16.0	19.5	—	—	—	—	
Cr-Ni2	132.2	34.7	12.2	20.3	20.0	—	—	—	—	
Cr-Ni3	104.2	24.5	18.0	15.0	18.7	—	—	—	—	
Cr-Ni4	98.3	27.3	19.9	15.3	15.0	—	—	—	—	
Cr-Ni5	118.0	25.3	20.8	19.0	19.7	—	—	—	—	
Cr-Ni6	127.0	22.3	18.5	17.3	17.7	—	—	—	—	

振強度/引張強度の比值によつて定義し既に Ensslin は最大引張強度を唱へてゐるが、この定義を疲労強度にも適用し本実験の結果を挿入するとこの比值は區々であつた。依つてその原因である材料の缺陷を適當に捕ひ、多くの實驗結果よりその比值を求めると 0.58~0.535 となり最大引張強度を裏書する様に思へるが然し絶對的ではない。

(S. I.)

チタン鋼 (Sonderstahlkunde von Ed. Houdremont 1935)

最近析出硬化により鋼の諸性質の改善の研究が盛んに行はれてゐるが未だ各合金元素の影響に就ては充分知られて居らず特に Ni , Ti , B に於て然りである。

$Fe-Ti$ 二元系合金に於ては Lamort の状態圖に示す如く γ の領域が區割されて居り、 $Fe-Ti$ 化合物の析出曲線によつてフェライト固溶体の部分が境界されて居る。 $Fe-Ti$ 合金の特徴は Ti 6.3% の固溶体生成の境界線が室温迄垂直でない事である。然し眞の溶解度曲線は未だ純粋の $Fe-Ti$ 合金によつては決定されて居らぬが、この析出の影響に就ては、 $Fe-W$ 其他の類似の現象から考察出来る。 Ti 4% 迄はこの析出の影響は純粋の $Fe-Ti$ 合金に於ては見られず、これからしても溶解度が決定される。 Ti 7% に於ては明らかに析出の影響が見られる。有効溶解温度は 1,200~1,250°C である。析出硬化による最高硬度は 500~550°C で得られ、この硬度は炭素鋼のマルテンサイト組織のものに匹敵する。 Ti は脱酸力強く脱室作用大で熔解に際し Ti の酸化消耗多く、高 Ti 鋼を熔製するのは極めて困難である。従て他の元素を添加して Ti の添加量を下げやるとのよい。 Ni , Si 等はこの目的に良影響あるも Mn , Al は何等影響がない。 C は炭化物をつくり地中の Ti を減少せしめる爲不適當である。析出硬化の程度は同量の Ti に對し Ni , Si 量に比例して増大する Cr は 10% 以上で初めて影響が現れる。 $17\% Cr, 3\% Ti$ では明らかに析出硬化の現象が見られる。

Köster の $Fe-W-Co$, $Fe-Mo-Co$ 系合金の研究により析出硬化に及ぶ合金元素の影響を知る事が出来る。各合金元素の影響について正確に知るには三元系について充分研究する必要がある。 $Fe-Ti$ 合金に Ni を添加した場合と Co を入れた場合は $Fe-W-Co$ 系合金の状態圖と類似して居る。 Ni と Co を添加すると γ 領域が擴大し變態なしのフェライト及びオーステナイトの領域が得られる。然し現在ではこれ等の元素の三元系の研究は完全に迄達して居らず、従て正確な各領域の境界は判明して居らぬ。事實としては Ni を添加すると Ti の析出硬化には良影響あり、特に 18% Cr, Ni 8% に於ては Ti の析出硬化により大なる強度と硬度が得られる含 Ti 18-8 オーステナイト鋼は $Cr-C$ マルテンサイト鋼に比し遙かに耐蝕性も優れて居る、冷間加工によつても優秀な性質が得られるが、普通費用がかかる爲行はれぬ、そこで析出硬化により大なる硬度と同時に大なる耐蝕性を得られる様な元素が要求されるわけである。 Ti 4% 及び 5% のものを 1,160°C から水焼入し 500°C で焼戻すと

ブリネル硬度 600 以上のものが得られる。 Ti をこの程度に添加するとオーステナイト含 Ti 18-8 の組織を根本から變化せしめる。18-8 に Ti を 0.8% 添加すると γ 固溶体近くに α 固溶体が現れこの α 固溶体は Ti の増加と共に多くなる。3% Ti で完全なフェライト組織に變る。これ以上 Ti を増しても根本的の組織には變化を生じない Ti の高いものでも Ni 添加量を増大するとオーステナイトの性質が大に現れて来るが Ti による析出硬化は起きない。従て 500°C 位の低温で析出硬化が現れるのはオーステナイトに於てでなくフェライト中に於てである。 Ti をフェライト組織に均一に溶込ます様にすれば析出硬化しても耐蝕性には影響がないわけである。此種の合金の性質の低下は總てフェライト組織の再結晶及び結晶粒の成長によつて起るものである。若し析出によつて組織が不均一になれば耐蝕性の低下を來す。含 Ti 18-8 $Cr-C$ 鋼の耐蝕性を第 1 表に示した。表に示す如く Ti を含んだものは含まぬものに比し耐蝕性が多少低下して居り、特に析出硬化したものはこの差著しい事實 Ti 鋼の析出したものは析出物の分布状態が極めて不均一である。

$Fe-C$ 合金に於けると同様本合金も冷却に際しての溶解度並に焼戻による析出に影響を及ぶ臨界冷却速度の決定が必要である。高温からの冷却速度は硬化に及ぶ影響大で水、油、鉛浴中に焼戻したのみ最高硬度が得られた。緩徐冷したものは一部分析出を起し爲にこれを焼戻して析出硬化せしめても最高硬度には達しない。従て鉛浴又は鹽浴中に焼戻一定温度に長時間保持すれば直接に一度に析出硬化を起さしめ得る。

他の多くの析出硬化合金の如く Ti 鋼も析出硬化した状態では比較的脆い。 $Ni-Ti$ 鋼の各種の處理後の機械的性質は抗張力、降伏點が高く衝撃値が著しく低いのが特徴である。

衝撃値の低下状態は人工时效硬化によつても明らかに知る事が出来る。析出處理したものは格子が非常に膨脹して居り、その爲破壊試験に於ける最大荷重をかけた場合に於てのみ塑性變形が起きると考へられる。事實降伏點と抗張力は同時に低下する。最近永久磁石合金として本多博士の Co 30% Ti 10% 殘 Fe のものが推賞されて居る。 $Fe-Ti$ 合金に對する C の影響は又興味ある問題である。

Ti は各種の元素より最も炭化物を形成し易いものである。炭素鋼に Ti を添加すると C と Ti が結合し安定な炭化物をつくり熔融點以下的高温でも極く僅かしか鐵の地に溶け込まぬ、この炭化物形成作用大なるを利用し 18-8 の粒界に炭化物析出による貫粒腐蝕を防止出来る。

然し今後は更に研究を重ね Ti 鋼の實用價值を廣める必要がある Mathesuis は Ti 鋼は磨耗抵抗大で降伏點抗張力が高いと云て居る。 Ti と C の少量を含んだ鋼は壓延状態で降伏點を多少高める Ti は 0.1% で鋼の鑄造組織を微細化する。

Ti の大なる炭化物形成作用は滲炭に於ても注目すべき事である

第 1 表 14% Cr , 18-8, 含 Ti 18-8 の耐蝕性

成 分				熱 處 理	ブリネル硬度	硝 酸 (比重 1.04)		硝 酸 (比重 1.23)		醋 酸 (比重 1.06)		鹽 酸 (比 1.017)	硫 酸 (比 1.102)
$C\%$	$Cr\%$	$Ni\%$	$Ti\%$			冷	熱	冷	熱	冷	熱	冷	冷
0.12	18.0	8.5	—	燒 準	—	0.00	0.00	0.00	0.03	0.00	0.05	0.00	0.00
0.34	13.7	0.45	—	燒 入	—	0.05	0.20	0.07	rd. 4	0.05	—	rd. 3	—
0.10	18.0	8.1	2.16	1,150°C 水焼入	211	0.003	0.03	0.004	0.16	0.00	1.22	1.77	0.00
				1,150°C 水焼入 450°×24h 燒戻	306	0.006	0.04	0.007	0.24	0.004	0.84	10.5	1.6
0.12	18.0	7.8	3.02	1,200°C 水焼入 500°×7h 燒戻	—	0.02	0.27	0.01	1.05	—	2.4	—	0.5

Ti 鋼は滲炭深度が浅いと Guillet 及び Giesen 等は云て居るが、周縁の方の炭素量は Ti の含有量によって著しく變化し、C 1.9% 迄増加する。然し滲炭剤として木炭、炭酸バリウムで滲炭温度 830~850°C の低温では滲炭深度には殆ど影響がない。尙この程度の温度で滲炭時間の短いものでは Ti の含有量と共に周縁の炭化物が非常に多くなり C の濃度の變化の程度も大きくなる爲結局滲炭深度が増して来る。滲炭温度の高い場合は Ti 量と共に滲炭深度が低下する。Ti は前述の如く Cr, W, V 等の如く炭化物の形成作用大なる爲他の炭化物の内部への擴散を多少困難ならしむると云はれて居る。又 Ti 鋼は W 鋼と同様周縁に出来た炭化物が結び合て球状化する。尙含 Ti 特殊鋼は W や V の多量を含むものと同様高い滲炭温度で過熱すると結晶粒の微細化が起きる。1% 以上の Ti で炭素鋼に比し共析層以下で非常に結晶粒が微細化される。斯くの如く Ti を添加すると強く炭化物を形成し特殊鋼の硬化性を著しく害する爲未だ實際に使用されて居らぬ状態である。(K)

耐蝕鋼に及す Al の影響 (Joseph A. Duma. Transaction of the A. S. M. March 1938.)

米國海軍用の耐蝕鋼の一級品は Ti を 0.15~0.30% 添加して居る。熔鋼を先づ CaO-Al₂O₃ の熔滓で蔽ひ、次に還元性大なる CaO-Al₂O₃ 熔滓で蔽ひ出鋼直前に熔鋼中に T.O₂(ルチル) 2: Al 1 の割合の混合物を装入する。この二つのものは發熱反應を起して金屬 Ti と Al₂O₃ の熔滓とに變化し、熔鋼中に残留する Al は 0.06~0.12% でこの程度の Al の耐蝕性や機械的性質に及す影響を考究する必要がある。

本試験に用ひた試験材は鹽基性裏付の 1.5t のレクトロメルト電弧爐(2" 電極)で熔製した。装入原料の配合は次の如くである。

- (1) 3/16×8×12" の耐蝕鋼板スクラップ 1,000lb,
- (2) 鑄鋼工場に於ける屑 500lb,
- (3) Ni 77% の酸化 Ni 30lb,
- (4) 1/2~2" 大の赤鐵鑛 15lb,
- (5) 92% CaF の螢石 50lb,
- (6) 97% CaO 0.5% SiO₂ の低珪酸石灰 50lb.

先づ耐蝕鋼板スクラップを 100lb 装入し續いて (2) から (6) 迄装入し最後に (1) の残りを全部装入した。装入物全體は約 20 分で熔解し、石灰の熔滓に Al₂O₃ を 10~12lb 加へた。この熔滓を熔鋼上に 5~10 分保持した後全部掻出し初めに用ひた低珪酸石灰をシャベルに 10~12 杯装入した其後時々 Al₂O₃:CaO=1:3 の新しい鑄滓をシャベルに半杯位づゝ入れた鑄滓掻出から最後の出鋼迄は電壓を次第に下げ 80~100 V にした。

精鍊中途で 70% のフェロクロムを 50lb と 95% フェロシリコンを 1~2lb を何回にも分けて装入し最後に Cr を入れた後熔滓の一部を出し更に Al₂O₃-CaO を數杯添加した。然る後ルチル (Ti:O₂) 36 lb Al 18 lb の混合物を熔鋼中に装入した装入後直ちに發熱反應を激しく起し反應終了後 1t の取鋼に出鋼し乾燥せる砂型に鑄込んだ仕上鋼滓は表面が白色で内部へ向ふに従ひ暗色から黒色に變り下部は薄赤色となつた。

この精鍊中石灰石も粉コークスも還元用に使用しなかつた事が特色で、然かも Mn 及び Si の歩留良好で、これ即ち還元が相當強かつた事を意味する。各試験に用ひた Ti と Al の量を第 1 表

に示す。

第 1 表

鋼番	Ti 及 Al 添加		Al 添加 (99%Al) lbs	鋼中の%	
	(95~98%TiO ₂)	(99%Al)		Ti	Al
	lbs	lbs			
1	36	18	—	0.24	0.12
2	30	15	—	0.24	0.08
3	30	15	5	0.21	0.24
4	32	16	—	0.29	0.07
5	32	16	10	0.28	0.48
6	32	15	10	0.27	0.20
7	30	15	15	0.42	0.40
8	24	12	38	0.17	1.10
9	25	25	20	0.80	1.24
10	—	—	26	—	1.76
11	20	10	45	0.52	3.25
12	80	45	—	3.10	0.62

出鋼温度は 1,525°C~1,600°C で試験材の各化學成分を第 2 表に示す。

第 2 表 化學成分%

鋼番	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Ti	Al
1	0.12	0.58	0.010	0.012	0.40	10.00	22.63	0.24	0.12
2	0.14	0.45	0.037	0.010	0.67	10.75	21.75	0.24	0.08
3	0.14	0.45	0.037	0.010	0.67	10.75	21.75	0.21	0.24
4	0.10	0.50	0.030	0.013	0.63	10.66	22.41	0.29	0.07
5	0.10	0.50	0.030	0.003	0.63	10.66	22.41	0.28	0.48
6	0.23	0.47	0.030	0.010	0.45	10.93	21.14	0.27	0.20
7	0.10	0.54	0.013	0.008	0.72	10.58	21.33	0.42	0.40
8	0.11	0.86	0.030	0.010	1.17	10.60	20.53	0.17	1.10
9	0.11	0.55	0.030	0.010	1.14	10.78	20.71	0.80	1.24
10	0.12	0.55	0.010	0.012	0.80	10.95	21.90	—	1.76
11	0.13	0.52	0.020	0.006	1.15	13.65	20.63	0.52	3.25
12	0.13	0.64	0.025	0.007	0.66	11.57	22.47	3.10	0.62

Ti の分析は Cunningham の比色法で行ひ Al は水銀陰極分離法で行た。熔融せる耐蝕鋼に及す Al の影響は數種あり、最も主なるものは流動性に及す影響で眞鍮の鑄物や亜鉛鍍金に於けると同様オーステナイト Ni-Cr 鋼の製造に於ては Al は熔鋼の表面張力を變化せしめ流動性を増加し熔鋼を型の極く細い場所迄良く流れ込ませ薄板も容易に出来る。

第 3 表 Al 及び Ti を含む 20-10 耐蝕鋼の機械的性質

鋼番	抗張力 psi	降伏點 psi	0.01% 永 久變形を 起す應力 psi	伸 %	絞 %	冷間 曲げ 度	アイソツ ト衝撃値 ft-lbs	破壊迄の 繰返し 回数	耐久 限界 psi
1	76,250	40,000	31,000	51.0	46.32	180	69		
2	73,500	39,750	—	52.0	62.24	180	—		
3	75,750	40,000	—	50.5	63.28	180	—		
4	77,250	41,500	—	51.0	44.56	180	62	102,410,000	30,000
再試験								33,400,000	
5	78,000	42,250	32,750	48.0	44.27	180	62		
6	77,750	41,000	—	47.0	41.58	180	—		
7	81,250	42,750	—	49.0	60.56	180	83	102,412,100	30,000
再試験								5,430,400	
8	89,500	51,250	42,000	42.5	60.35	180	54		
9-A	108,500	71,000	52,500	20.0	30.50	90	12	3,900	
9-B								123,128,500	30-40,000
再試験								105,052,100	
"								76,906,200	
"								51,756,400	
"								28,850,900	
9-C								4,367,900	
9-D								538,200	
10	105,000	67,750	50,250	32.5	44.86	120	21		
11	124,000	82,750	62,500	4.5	7.0	10	8	32,056,000	45,000
12	122,250	84,000	—	3.0	3.5	2	0		

各試験材の機械的性質を第3表に示す。

Al 0.07% から 1.5% 迄は耐蝕鋼の強度を増加せしめる、即ち抗張力、降伏点を高め然かも延性、衝撃値を低下せしめぬ。Al 1.75% から 3.25% になると抗張力、降伏点、硬度を著しく高めるが延性を多少低下せしめる。Al 2.0% 以上は有効でない、即ち衝撃荷重の大なる部分に用ひられなくなる。結局 Al は 1.50% 迄に制限される。

次に Ti を含む耐蝕鋼の疲労強度に及ぶ Al の影響を決定せんと試験したが、完全な耐久限界曲線は得られなかつたが、大體の結果では抗張力を高める程度の Al と Ti の二元素が同時に多量含まれる時は疲労強度も増加する様である。然し抗張力と疲労強度とは同程度には増加しない。第2表に示す如く Al-Ti 耐蝕鋼の耐久限界は抗張力の約 35~45% である。鍛造後の物理的性質をしらべる爲に鑄造したものを表面をざっと削り去り 870°C に徐々に加熱して少し均熱し、然る後 1,290°C に急速に昇温し、この温度で 5/8" 径の丸棒に鍛延した。鍛造中材料の温度は 980°C 以下に下らぬ様にした。これを焼鈍した後 2,000°F から水焼入した試験片の物理的性質を次に示す。

鋼番	抗張力 lb/in ²	降伏点 lb/in ²	伸 %	絞 %
1	94,750	44,500	51.5	52.5
9	107,000	85,750	29.5	49.5
10	105,000	75,000	35.0	50.5

Al 0.12% 以下程度の耐蝕鋼は鑄造により可成抗張力を増加し Al 1.24~1.76% の高含有量のものとは増加しない。

Al の量がますと鑄鋼の結晶粒を調整微細化する Al 1.10~1.76% になると結晶粒は極めて微細化される。

Al が固溶體として含有されるとオーステナイトの生成を抑制しフェライトの生成を促進せしめる。Al 0.12% を含むものはオーステナイトの地に α-δ 組織が少し出て居り、Al 1.76% のものは組織は速かに腐蝕されフェライトの組織が著しく増す、Al は状態圖に於て γ 鐵のループを狭めめるか或は左から右へ移動せしめる。フェライトの生成に及ぶ影響が Al に類似したものは Cr, Si, Ti, Mo, V, W で逆にフェライトの生成を抑制するものは C と Ni である。耐蝕鋼の機械的性質及び耐蝕性に及ぶ Al の影響は主としてフェライトの生成と結晶粒の微細化に依るものである。

次に No. 1 と No. 2 の供試鋼について Al の熱処理に及ぶ影響をみた。これに用ひた試験片の寸法は 1 1/2 × 1 1/2 × 2" である。焼鈍温度及び保持時間がますと硬度がます。1,178~1,202°C で 1-

1 1/2 時間保持したものが硬度は最も高い。次に 1,260°C に 1 時間保持後水焼入したものと 1,095°C から水焼入したものに就て時効硬化の試験を行た。これ等の試験片を 390°C~790°C の各時効硬化温度で 8 時間焼戻した。この結果 950°C で硬度最高となり析出硬化が起た事を完全に物語る、これ等各熱処理後の物理的性質を第4表に示す。

次に耐蝕性の試験をした結果に依ると Al を含む耐蝕鋼は海水に對して Al を含まぬ Ti のみを含むものの耐蝕性と同様である。

乾濕試験に於ては No. 1, 7, 9, 10, 11 の試験材についての結果を次に示す。

試験片番號	1	7	9	10	11
試験前重量	284.211	281.726	277.272	273.685	275.247
試験後重量	284.178	281.673	277.193	273.683	275.189
減量	0.033	0.053	0.079	0.002	0.068

試験片 No. 1 と No. 9 の鑄造儘のものとは鍛造したものを 1,065°C で酸化し 50:50 HCl でそのスケールを剥落する事を 5 回繰返した。試験結果による酸化抵抗を次に示す。

	鑄造試片 No. 1	鍛造試片 No. 1	鑄造試片 No. 9
試験前重量	306.714	332.989	322.758
試験後重量	298.982	326.864	307.504
減量 gr	7.732	6.125	15.254
減量 %	2.5	1.8	4.7

この表中試片 No. 9 の酸化消耗量が特に大なるは獨りこの鋼が 1,065°C に於ける酸化抵抗が小なるのではなく酸洗による侵蝕大なる爲によるのであり、表中の消耗量は酸化量と酸侵蝕量と併せたものである。1,095°C から水焼入した後 67% の化學的に純粹の硝酸に 48 時間入れた後の全腐蝕減量を次に示す。

試験片番號	全減量 gr	1ヶ月浸透量 in
1	0.0216	0.00087
2	0.0178	0.00073
7	0.0203	0.00081
9	0.0147	0.00054
10	0.2859	0.01005
11	0.0863	0.00321

この表に依て 20-10 Cr-Ni 合金には過剰の Al は硝酸に對する耐蝕性を減少せしめる事がわかる、これは恐らく酸に對しては γ 鐵より弱い α-δ 鐵が存在する爲によるのであらう。試料 No. 9 及び No. 11 が No. 10 より耐蝕性が大なるのは Si 含有量が大きなる爲によるのであらう。次に鹽化第二鐵による點蝕試験をした、10% の鹽化第二鐵に 4 時間及び 6 時間浸漬後の點蝕の数及び腐蝕減量を次に示す。

第4表 各種の熱処理後の物理的性質

鋼番	温度°F	熱 處 理					機 械 的 性 質				
		焼 鈍		時 効			抗張力 psi	降伏点 psi	伸 %	絞 %	ブリネル 硬 度
		保持時間	冷却劑	温度°F	保持時間	冷却劑					
10	鑄造儘										
10	2,100	1	水	—	—	84,250	35,000	30.0	36.22	—	
10	2,050	1	水	975	8	105,500	68,000	32.5	44.86	—	
						109,250	71,250	12.5	11.90	—	
9	鑄造儘										
9	2,100	1	水	—	—	84,250	40,000	32.5	40.97	166	
9	2,100	1	水	950	8	107,750	69,000	20.0	30.50	223	
9	2,150	1	水	950	8	107,250	71,000	7.5	8.53	232	
						108,500	69,000	9.0	9.66	238	
11	鑄造儘										
11	1,650	2	爐冷	—	—	98,250	77,500	3.5	4.77	—	
11	1,800	1	水	—	—	80,700	—	1.0	2.35	—	
11	2,300	1	水	—	—	117,000	80,000	4.0	5.86	255	
										施削中割れが入る	

試番	試料量 gr	表面積 cm ²	減量		大型點蝕の數	
			4時間後	6時間後	4時間後	6時間後
			mg	mg		
1	75.6028	22.05	59.6	100.1	106	188
9	58.0521	18.68	154.0	198.6	92	154
10	64.3626	19.48	73.0	103.0	19	33

この表によって試料 No. 10, 9, 1 の 3 種が次第に點蝕に対する抵抗性が減少し Al 及び Ti の多い No. 9 が全體としては一番侵され點蝕は腐蝕液に浸漬する時間と共に大きくなり Al は耐蝕鋼の鹽化第二鐵による部分的腐蝕を防止する事等がわかる。(K)

車輪用鑄鐵の熱處理による化合炭素及び物理的性質の變化 (Massari, S. C. Transactions American Foundrymen's Association, Vol. XLVII, 1939, No. 1. 1~49.)

鑄鐵の熱處理の研究は、鑄鐵が種々の温度にさらされる場合が實際問題としてあるのでその重要性が漸次増加しつつある。この熱處理が単に焼鈍であらうと又は焼入する前の預熱であらうと、鑄物の性質は焼鈍される温度及び焼鈍時間によつて變化する。

この研究はチル車輪(低珪素鑄鐵)を 500~1,700°F で最大 96 時間迄焼鈍してその物理的性質を決定したものである。即ちこれに用ひた鑄鐵の成分は Si 0.50~0.60, Mn 0.50~0.60, T.C 3.45~3.65, S<0.14, P<0.35 である。

その結果は次の通りである。

(1) 化合炭素の分解は 1,000°F 迄の温度では起らぬ。よつて鑄造状態に於ける鑄鐵の物理的性質には何等の變化が起らない。

(2) 變態點直下の温度に於ける焼鈍は、化合炭素の分解が起るが、温度によつて變化する。例へば 1,200~1,300°F では完全に分解が起る。この結果大抵の物理的性質は著しく低下する。衝撃試験は、鑄鐵素地中の地鐵の變化により化合炭素量に變化を來たす事をよく表はすものである。

(3) 變態點以上の 1,500~1,700°F 温度範囲で熱處理を行ふと化合炭素の或部分のみ分解し、0.4% の化合炭素が残る。

斯る状態に於ては鑄鐵の物理的性質は中位の變化を示す。

(4) 黒鉛の分布状態が普通である時、鑄鐵の物理的性質は素地の組織に依る素地が全部パーライトである時最もよい。(高瀬)

8) 非鐵金屬及び合金

光澤亜鉛鍍金(ラスタージंक) (Instruction of Manning Co. 1938)

普通の亜鉛鍍金には光澤が無いが、ラスタージंकは美麗な銀艶鍍金が出来、普通の状態では容易に曇らず、且つ長期間光澤を保つ。鍍金された粒子は細かく密着し、普通の Zn, Cd 鍍金よりも地金の防禦力が強い。磨かれた鐵の表面に鍍金すれば Cr に似た外觀を呈し、艶消し面に行へば銀仕上の如き觀を與へる。鍍金時間は約 10 分間で足り、液の調整も容易である爲に、日本でも既に大小の鍍金工場で多くの成功した装置を持って作業してゐる。此の鍍金は經濟的で且つ外觀が秀れてゐる點より、多くの場合ニッケル鍍金の代用として今日の如き時代には最も適當したものである。Cd 鍍金に比較して勿論安く、地金の防錆力並に外觀共に秀れてゐる。指紋や汚點も附着しにくい。鍍金液は特別に調製された青酸液で、タンクは普通の鐵製で充分であり、鍍金中にも特殊の注意を要しない。不規則な形状の品物でも液の流動性が大きであるから一様に鍍金出来て、鍍金層を厚くしても外觀を損ふことがない。鍍金液はラスタージंक 2lbs を水 1 米ガロンに溶解し、鹽が充分溶けた時添加劑

“A” を液 1 米ガロンに付 1gr, の割合で入れ、攪拌後更に添加劑 “B” を 1 米ガロンに付 4gr. 入れて充分攪拌すれば良い。鍍金温度は室温即ち 75~110°F が適當であつて、電圧は 1.5~3v, 電流密度 10~60amp/ft², 普通 20amp/ft², 時間は電流密度によつて異なるが 10 分位が良い。鍍金後は完全に水洗して艶出液に約 5 秒間浸す。此の液は水 1 米ガロンに硝酸を 0.5 オンス入れたものを用ふ。次に再水洗、湯洗、乾燥の順序となる。極板はマンニグの Special ZAM アノードが良い。此の極板は鍍金の性質が良い許りでなく、効率が高く又亜鉛と電流を消費することが少い。2 日以上液を遊ばせておく場合にはアノードを液から引上げて置いた方が良。

(I. K.)

陽極酸化處理による Al 酸化皮膜の物理的性質 (Pullen N. D. The Metal Industry, London, Vol. Liv. No. 11. March 17. 1939)

Al を適當な電解液にひたし、陽極處理を行ふと、比較的厚い酸化皮膜が出来る。此の皮膜の色、組織等も電解液や其他の條件によつて變る。本論文にては、此の皮膜の物理的特徴を取上げて論じて居る。

酸化皮膜の成分に就ては、これまで随分論じられて來た。とにかく複雑した成分のものである。この方面の研究はその研究上の用語の曖昧と亂雜の爲に更に複雑化された。例へば、酸化物が、水化物が分らぬものに $\gamma\text{Al}_2\text{O}_3$ といふ名前を用ひるが如き——(此の名は、陽極處理後熱水にひたして得られたものにつき、宮田彰の使した用語である) Schmid と Wassermann は「此の熱水處理前の組織は無水の $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ である」と云ひ、瀬戸庄司は一水化物であると云て居る。歐洲殊にドイツでの意見は大體 Belwe や Verwey の言の微細結晶組織 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ を信じて居るやうである。

さて、著者の考へによれば Al 水化物には 4 種あり、即ち、 α -, β -一水化物と α -, β -三水化物である。又別に結晶性酸化物が認められる。 α -, γ -酸化物である。 α 酸化物は 900°C 以上にて作られ、常温にても安定なもので、 γ 酸化物は熔融状態の Al の表面に最も普通に出来るものである。Warrington では Cr 酸、硫酸、蓚酸の 3 種の電解液を用ひ陽極處理後、沸騰水に短時間つけた場合と、冷水に長時間つけた場合につき、水化物の生成状態が如何に變ずるかを試験した。此の試料は最純 Al 箔を用ひ、これを Al テープの枠に張た。處理條件は標準に従ふものとし、唯、時間は箔の部分が全く陽極皮膜に變じてしまふまでとした。此の皮膜を X 線試験すると、一見非結晶の如く見える。結晶があまり小さいからである。無水の $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ の存在を確認することは出来なかつた。然し、Cr 酸皮膜は X 線で組織を見ることは出来なかつたが實際に於て、無水の Al_2O_3 で、蓚酸や硫酸で處理したものは、1 分子の Al_2O_3 に略々 1 分子の H_2O を含む。然しこの皮膜は、濕氣を吸収し易く、成分も變り易い。600°C 位に熱すると、 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ の結晶格子が認められる。蒸溜水中で沸騰させると、Cr 酸皮膜と、蓚酸皮膜に著しい變化が起る。X 線で見ると、明瞭な結晶組織が認められる。硫酸皮膜はもっと烈しい處理を行はないと、中々變化が起らない。此の α -, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ の結晶粒子を、これまで知られて居る結晶格子と比較してみると、一致してない。唯、Edwards と Tosterud の一水化物説の格子とは一致して居る。此の皮膜を灼熱し、減量を H_2O として求めると、二水化物の形に相當することとなるがこれには疑問がもたれる。ボーキサイトは Al 二水化物であると一時唱へられたが現在では、三水化物と一水化物の混合物があると信ぜら

れて居る。

純 Cr 酸液 (3%) で作た皮膜を分野して見ると、 Al_2O_3 と水分と、0.1% 以下の Cr 化合物以外には何も認められない。それ故、此の皮膜は、沸騰水にひたすと、 α -水化物と結晶格子間に保持されて居る水分と、他に僅かの Cr がこの水分に混じて居ると思はれる。同様な結果が硫酸処理や硫酸処理の場合にも認められる。但し各々に含まれる水分は約 3% 硫酸或は 13% SO_3 を含有し、兩者とも、鹽基性化合物の形で入居る。

この皮膜の可撓性に就ては、屢々論ぜられて居る。殊に後で變形作業を行ふものに對しては、大切なことである。試験法は、ヒビが生ずるときの屈曲半徑を以てする。可撓性は皮膜の厚さが大になると共に減少するが此の關係は直線的ではない。冪數關係である。又金屬部の厚さ等によっても異なる値を示す。さて、可撓率は次式で表はすことが出来る。

$$\text{可撓率} = R \log x \quad \text{但し、R は屈曲半徑 (吋)}$$

で x は皮膜の厚さである。金屬部の厚さを一定とする場合は非常によく當てはまるものである。 $\log x$ が常用對數とすると、可撓率は 10 吋半徑に曲げたときヒビの入る皮膜の厚さを示す理窟になる。

電解處理に直流の代りに交流を用ひたり液温を上げたりすると、更に可撓性のある皮膜が出来易い。また同じ厚さのものにつき比較して見るに、交流で硫酸處理せるものと、Cr 酸處理せるものが最も可撓性が良く、硫酸處理や直流硫酸處理せるものが最も悪い。皮膜の伸びを直接測定するのは困難であるが、大體 0.3~0.4% である。これらの測定には $E = d/2R$ を用ひる。E は伸び、d は金屬部の厚さ、R は屈曲半徑である。

扱て、皮膜の硬度と、可撓性は兩立しない。一が良ければ他は悪い。硬度は實際には一般に磨耗抵抗で測る。皮膜の方が金屬部よりも硬い故普通の硬度計は用ひられぬ。引掻き法も一般に不充分である。皮膜を破壊し、下の金屬を凹ます故なり。直流を用ひ、液温を下げ、液を濃くし、皮膜の厚さを適度にする、非常に硬いものとなり、又、冷い硫酸や硫酸を用ひると普通、硬度最大となる。

陽極處理をした Al 鋼は電氣工業界に於ても有効に使用される。軽く、緻密で、絶縁性あり、耐熱性も優秀である。(S. O.)

80% Ni, 20% Cr 合金の諸性質は及ぼす Al, Co, Ti, Cb の影響 (Arthur L. Sautford, Transaction of the A. S. M. June 1939.)

現在市販に出て居る電氣抵抗用合金は次の如く二大別出来る (1) Fe を含有若しくは含有せざる Ni-Cr 合金 (2) Fe-Cr-Al 合金時としては少量の Co を含有する。Ni-Cr 合金に屬するものの主なるものは Ni 80%, Cr 20% 及び Ni 60%, Cr 15%, Fe 25% のものである。この種の合金はオーステナイト組織で高温機械的性質優秀で高温で成長匍匐、變形等に對する抵抗大である。Ohm 抵抗は 6.50~6.75 ohm/c.m.f である。Fe-Cr-Al 合金は Ni-Cr, Ni-Cr-Fe 合金より Ohm 抵抗及び酸化抵抗大である。然しフェライト組織の Fe-Cr-Al 合金は高温機械的性質が比較的低温の使用温度で可成結晶の成長を起し加工困難でこの點費用がかかる。理想的の抵抗用合金としては Fe-Cr-Al 合金の如き電氣抵抗及び酸化抵抗を有し然かも高温機械的性質成長變形に對する抵抗大で Ni-Cr や Ni-Cr-Fe 合金の如く加工容易なるものが望ましい。

本研究は豫備試験として 80% Ni, 20% Cr 型のものに Al, Co, Ti を 2.5%, 5%, 10% 添加し常温高温の引張強さ、硬度、電氣、

抵抗、壽命、1,040°C に於ける結晶の成長、1,315°C 加熱後の常温曲げ試験等について其影響を調べた。これ等の合金は脱酸其他製造上の差異によって著しく變化を來し特にその壽命に於て然りとされて居る爲加熱其他總ての條件を各種の合金について同一とした。

試験合金の主なる成分は第 1 表の如し

	Ni	Cr	Al	Co	Ti	Cb	Si	Fe	Ta	Mn
1	78.0	19.5	2.5	—	—	—	—	—	—	—
2	76.2	19.0	4.8	—	—	—	—	—	—	—
3	72.7	18.2	9.1	—	—	—	—	—	—	—
4	78.0	19.5	—	2.5	—	—	—	—	—	—
5	76.2	19.0	—	4.8	—	—	—	—	—	—
6	72.7	18.2	—	9.1	—	—	—	—	—	—
7	78.0	19.5	—	—	2.5	—	—	—	—	—
8	76.2	19.0	—	—	4.8	—	—	—	—	—
9	72.7	18.2	—	—	9.1	—	—	—	—	—
10	76.5	19.1	—	—	—	2.5	0.35	1.2	0.20	0.15
11	73.4	18.4	—	—	—	4.7	0.65	2.3	0.35	0.30
12	67.9	17.0	—	—	—	8.6	1.20	4.2	0.65	0.50

No 1, No. 2 の合金の Al は分析では 2.25%, 4.33% と出て歩留は 90% となる。熔解は MgO 坩堝で 20KVA の高周波誘導爐を用ひた。Ni は電解 Ni を用ひ 0.05% の珪化カルシウムを用ひて脱酸した。Cr は市販の 98% の品位のものを添加し母合金として Ni 80, Cr 20 のものをつくった。金屬カルシウム 0.1% で脱酸した後 Al, Co, Ti, Cb を添加した。市販の Al 98%, Co 98% Ti 及び Fe-Cb を用ひた。熔解後 5lb のインゴットに鑄込、鑄込温度は 1,480~1,540°C に變化した。インゴットは 1/4" 角棒に鍛造し 1/4" 丸棒に熱間壓延した。鍛造壓延温度は約 1,150°C とした。これ等の合金は高温加工温度で極めてかたかつたが比較的容易に鍛造壓延出来たが、繰返加熱は必要であった。10% Al 及び Ti 合金は鍛造中に大きく割れを生じ廢却された。

1/4" の丸棒は 1,150°C で径 0.107" のワイヤーに線引した。これを 1,040°C で 1 時間半焼鈍しサンドブラストでスケールを剥脱し 0.102" に常温で引抜きを行った。Co を含有したものは 0.091" 迄線引可能であった。

抗張試験 抗張試験は 1,000lb の試験機を用ひ引張速度は 0.10' min で試験片は長 12" で 6" の中心にゲージマークを附した。伸は 6" 間で測定した。高温引張試験は 6 1/4" 長さの電氣爐を用ひた。温度差は中心の 2" 間で 800°C 迄 4°C 以下 1,000° で 6°C であつた。試片は試験前 10 分間試験温度に保持した。

硬度試験 高温硬度試験は Harder & Groove の方法にならつた。試片は壓延後の棒から切り出した。常温硬度はロツクウェル B, D で行た。

電氣抵抗 高温に於ける電氣抵抗は長さ 35cm の試片を用ひ、ケルビンの double bridge によつて行た。

壽命試験 試験装置及び試験方法は Hoyt & Scheil の述べたものと同様である。Hoyt & Scheil は Fe-Cr-Al 合金の試験は無荷重でよいと稱して居るが本試験では ASTM の標準應力 35w/in² を採用した。2 分間通し 3 分間切る事を繰返した。普通抵抗用合金の壽命試験には高温電氣抵抗 10% 増加を以て標準とする。

成長及び曲試験 1,040°C で 100 時間連続加熱し長時間成長試験を行ひ 1,090°C で 6 時間、更に 1,315°C で 2 時間加熱し短時間成長試験を行た。加熱前加熱後長さの測定を行た。1,315°C で加熱後の成長試験片について 180° 繰返し曲げ試験を行た。

抗張試験結果 抗張試験は常温、400°C, 600°C, 800°C, 1,000°C

の各温度で行た。比較試験片として 80% Ni, 20% Cr も試験した

第2表 各温度に於ける機械的性質

No	合金	20°C			
		降伏點 psi	抗張力 psi	伸% 0.5"	6"
1	2.5 Al	92,000	144,000	25.0	18.0
2	5.0 Al	94,600	153,000	25.0	19.5
3	2.5 Co	37,000	95,600	53.0	35.0
4	5.0 Co	40,000	98,750	42.0	31.0
5	10.0 Co	41,400	100,000	41.5	32.0
6	2.5 Ti	50,000	113,000	48.0	42.5
7	5.0 Ti	44,500	111,000	59.0	40.5
8	2.5 Cb	51,250	112,000	44.0	31.0
9	5.0 Cb	51,250	115,000	50.0	36.0
10	10.0 Cb	75,100	139,000	25.0	24.0
11	(市販)80 Ni 20 Cr	59,000	121,000	44.5	32.0

No	合金	400°C			
		降伏點 psi	抗張力 psi	伸% 0.5"	6"
1	2.5 Al	91,000	—	—	—
2	5.0 Al	93,000	—	—	—
3	2.5 Co	32,300	88,000	—	30.0
4	5.0 Co	37,000	95,800	40.5	26.0
5	10.0 Co	35,400	94,100	40.5	26.0
6	2.5 Ti	46,500	104,750	48.0	31.5
7	5.0 Ti	34,900	106,250	—	39.0
8	2.5 Cb	39,800	107,500	39.5	—
9	5.0 Cb	42,800	110,400	47.5	28.0
10	10.0 Cb	69,000	—	—	21.0
11	80 Ni 20 Cr	48,000	113,000	40.0	26.0

No	合金	600°C			
		降伏點 psi	抗張力 psi	伸% 0.5"	6"
1	2.5 Al	87,250	92,750	3.5	1.0
2	5.0 Al	87,250	92,750	3.5	1.0
3	2.5 Co	24,000	65,500	24.0	17.5
4	5.0 Co	27,500	61,500	17.0	11.5
5	10.0 Co	25,800	64,400	20.0	13.0
6	2.5 Ti	35,700	81,500	34.0	23.0
7	5.0 Ti	32,700	81,000	30.5	21.5
8	2.5 Cb	44,000	80,500	27.0	14.0
9	5.0 Cb	35,700	80,750	25.0	17.0
10	10.0 Cb	58,250	105,000	23.5	15.0
11	80 Ni 20 Cr	38,800	77,700	26.0	14.0

No	合金	800°C			
		降伏點 psi	抗張力 psi	伸% 0.5"	6"
1	2.5 Al	—	50,750	2.5	0.5
2	5.0 Al	—	48,300	3.0	1.0
3	2.5 Co	19,500	23,100	34.0	14.0
4	5.0 Co	19,000	21,700	25.5	11.0
5	10.0 Co	18,100	21,000	26.5	11.0
6	2.5 Ti	30,900	32,850	45.5	25.0
7	5.0 Ti	25,700	28,900	55.5	24.0
8	2.5 Cb	29,400	33,000	42.0	13.5
9	5.0 Cb	27,500	30,200	52.0	17.0
10	10.0 Cb	35,500	38,500	60.0	16.0
11	80 Ni 20 Cr	18,400	25,100	35.0	14.0

No	合金	1,000°C			
		降伏點 psi	抗張力 psi	伸% 0.5"	6"
1	2.5 Al	5,100	7,700	30.0	11.0
2	5.0 Al	4,900	8,200	30.0	11.0
3	2.5 Co	5,800	8,600	19.5	6.0
4	5.0 Co	6,200	8,600	19.5	7.0
5	10.0 Co	6,500	8,900	36.0	12.0
6	2.5 Ti	6,400	9,600	34.0	14.0
7	5.0 Ti	6,400	9,600	46.5	15.0
8	2.5 Cb	7,200	10,700	38.0	13.0
9	5.0 Cb	6,900	10,100	22.5	8.0
10	10.0 Cb	6,100	9,700	53.0	16.5
11	80 Ni 20 Cr	5,100	8,100	30.0	11.0

各試験片共試験前 1,000°C で 30 分間焼鈍した。試験結果は第 2 表に示す。

常温引張強きは 95,000~153,000 lb/in^2 で市販の 80-20 Ni-Cr の半分である、只 Al 2.5% 及び 5%, Cb 10% の 3 種のみは 80-20 Ni-Cr より 18,000~32,000 lb 高く、残りのものは強度からみて 2 大別出来 (1) 95,000~100,000 lb/in^2 Co 合金 (2) 111,000~115,000 lb/in^2 Ti 及び低 Cb (2.5~5%) 合金の 2 種類になる。

Al 及び 10% Cb 合金も又市販の 80 Ni, 20 Cr 合金より抗張力高く伸が低い; この種の合金の伸は可成良好であるが 0.5" で 25% 程度である。降伏比は Al 合金で 0.63 10% Cb 合金で 0.54 で市販の Ni-Cr は 0.50 である。Cb, Ti 及低 Cb (2.5~5%) 合金は 80 Ni, 20 Cr に比較して抗張力、降伏點、降伏比何れも低く、伸は時として高い。降伏比は 0.40~0.45 程度には變化する。市販の 80 Ni, 20 Cr 合金は温度が 400°C 附近迄は機械的性質は殆んど變化を示さない。400°C 以上で降伏點、抗張力が急激に低下し 800°C 迄は温度の上昇と共に低下の度著しく増し、1,000°C ではやゝ減少を示す。延性は 600°C で伸が 1/2" 低下し最低となり 800°C で再び上昇し、1,000°C で更に降下する。6" に於ける伸は 600°C では最低とならず。Quier, Pilling, Worthington の三氏が、80 Ni, 20 Cr 合金の機械的性質について種々研究したが、中でも Quier の實驗結果が最も優秀とみなさる。氏の實驗では抗張力の變化は 600°C 迄は 5,000 lb/in^2 を越さず 800°C 及び 1,000°C で僅かに 1,000 lb/in^2 程度である。氏の伸及絞りの延性曲線は 595°C で最低を示し 705~735°C で最高となり更に高温で再び降下してゐる。この結果は上述の 600°C で最低 800°C で上昇、1,000°C で降下するといふ試験結果とよく符號する。400°C では Al 合金及 10% Cb 合金に對する抗張力曲線は 140,000 lb/in^2 及び 132,000 lb/in^2 の所に圖の上からは引けるが、引張試験機の能力が小であつた爲に實驗出来なかつた。

これ等の合金の高温に於ける機械的性質の變化は 80 Ni, 20 Cr 合金の性質とよく一致する。抗張力及降伏點は 400°C ではやゝ降下し 400°C から 800°C 迄次第に降下の度を増し 800°C から 1,000°C 迄再び徐々に降下する。800°C では抗張力は常温に於ける値の約 25~30% である。

Co, Ti, Cb 合金の高温に於ける延性の變化は 80 Ni, 20 Cr 合金の性質と同じ傾向を示し 600°C で最低 800°C 迄急激にまして 800°C で最高 1,000°C で又降下する。600°C に於ける伸の最低値は決して本合金の延性低きを示すものでなく、600°C で 0.5" 間で 20% 以上の伸を示すものである。一方 Al 合金の延性は 600~800°C の範圍では極く低いが 1,000°C で急激に回復する。Al 及 10% Cb 合金は抗張力が 800°C で保持される點では 80 Ni, 20 Cr より抗張力やゝ劣るが 600°C 及び 800°C では蓋る多少優れて居る。1,000°C では Cb 及 Ti 合金は抗張力は最高である。Al 合金及び 80 Ni, 20 Cr 合金は抗張力最低である。

Fe-Cr-Al-Co 抵抗用合金の一種は高温抗張力は他のものより比較的劣る。Fe-Cr-Al-Co 合金の試験結果は Nordström によつて得られる。1,000°C ではこの合金の抗張力は 80 Ni, 20 Cr 及び Al 及 Co 合金の 8,000~8,600 lb/in^2 に比し 2,800 lb/in^2 Ti 及 Cb 合金は 9,600~10,700 lb/in^2 である。

高温硬度試験 各種につき 400, 600, 700, 800°C 及び 1,000°C に於ける硬度を測定した。80 Ni, 20 Cr 合金については高温硬度試験は行はなかつた。試験結果を第 3 表に示す。

第3表 高温硬度試験結果 (ブリネル硬度)

No	合金	20°C*	400°C	600°C	700°C	800°C	1,000°C
1	2.5 Al	280	238	218	190	105	21
2	5.0 Al	290	248	234	203	122	23
3	2.5 Co	155	123	94	73	50	25
4	5.0 Co	155	109	76	80	58	27
5	10.0 Co	155	111	76	71	54	25
6	2.5 Ti	200	152	132	112	68	26
7	5.0 Ti	270	226	217	210	89	26
8	2.5 Cb	170	128	122	95	61	27
9	5.0 Cb	170	117	108	92	61	30
10	10.0 Cb	225	179	159	145	92	32

* ロックウェル B & D 硬度より換算

高温硬度試験前及び後の試験片につき常温に於けるロックウェル B 及び D 硬度を測定し、この結果を第 4 表に示した。

第4表 高温硬度試験後の試片の常温硬度

No	合金	20°C*	400°C	600°C	700°C	800°C	1,000°C
1	2.5 Al	280	290	290	290	270	250
2	5.0 Al	290	280	290	290	270	255
3	2.5 Co	155	160	160	150	150	145
4	5.0 Co	155	155	155	155	150	145
5	10.0 Co	155	165	160	160	160	145
6	2.5 Ti	200	195	195	200	195	160
7	5.0 Ti	270	270	280	280	215	175
8	2.5 Cb	170	180	180	165	170	165
9	5.0 Cb	170	180	180	165	170	165
10	10.0 Cb	225	215	220	220	225	220

* ロックウェル B & D 硬度より換算

高温抗張力の場合と同様各種の合金例へば Al 2.5% 及び 5% の Al 合金では全く同一硬度曲線となった。斯く高温硬度と強度の曲線が一致するのは極めて興味ある事実である。5% Ti 合金を除いては硬度曲線は何れも同様な傾向を示してゐる。この 5% Ti 合金の高温硬度は抗張試験の場合と同様 1,000°C で焼鈍した、2.5% Ti 合金の試験片の硬度と殆んど等しくなる。

これ等の合金の常温硬度は Co 合金の 155 から Al 合金の 285 の範囲にある。400 及び 600°C では何れの合金も一様に可成硬度を低下して居り 700 及び 800°C では硬度の減少度は著しく 600°C で最高硬度を有する合金が最もこの減少度大である。1,000°C では低温で高い硬度を有して居るところの何れの合金も極めて低くなりブリネル硬度で 21 から 32 の範囲になる、然し乍ら 1,000°C に於ける高温硬度と抗張力の関係は硬度最低の Al 合金が尙良好で 1,000°C に於ける硬度は Cb 合金最高で Ti, Co 合金の中間に位する。第 4 に示した如く硬度試験では 5% Ti 合金を除いては一度高温硬度試験を行った試片の常温硬度は大して低下して居らぬ。

第5表 焼鈍せる抵抗用合金の電気抵抗

No	合金	20°C		1,175°C	
		ohm/ c.m.f.	80 Ni 20 Cr に対する%	ohm/ c.m.f.	常温抵抗 に対する%
1	2.5 Al	820	126	873 1,028 (1,260°C)	103 125
2	5.0 Al	820	126	1,056 (1,260°C)	129
3	2.5 Co	625	96	748 878 (1,230°C)	120 140
4	5.0 Co	611	94	—	—
5	10.0 Co	611	94	—	—
6	2.5 Ti	733	112	—	—
7	5.0 Ti	706	108	792	112
8	2.5 Cb	693	106	781	113
9	5.0 Cb	682	105	775	114
10	10.0 Cb	766	118	—	—
11	80 Ni 20 Cr	652	100	710 (1,260°C)	109

電気抵抗 1,000°C で 0.5 時間焼鈍した各合金について常温電気抵抗を測定した。試験結果を第 5 表に示す。

Al, Ti, Cb を加へたものは 20°C に於ける電気抵抗は 80 Ni, 20 Cr より良好である。Al 合金は最も電気抵抗大で 80 Ni, 20 Cr より 26% 高く Fe·Cr·Al·Co 合金はこれ以上の値を示すわけである。Al 合金は 1,175°C で最も抵抗減少するが 1,260°C で可成増加する。

寿命試験 寿命試験は 2.5% Co, 5% Ti, 2.5~5% Cb, 2.5~5% Al 合金及び 80 Ni, 20 Cr について行た。試験温度は 1,175 及び 1,260°C の二つを採用した。寿命試験の結果を第 6 表に示す。

第6表 寿命試験

合金	温度 °C	高温抵抗 10% 増 加迄の寿命(時間)	注
2.5 Al	1,175	69	72 時間後廢却
2.5 Co	"	70	72 " "
5.0 Ti	"	—	18 時間後燃焼消耗
2.5 Cb	"	—	18 " "
5.0 Cb	"	—	16 " "
2.5 Al	1,260	35	54 時間後廢却 (抵抗 増加 17%)
5.0 Al	1,260	53	62 " " (" " 14%)
2.5 Co	1,260	—	18 時間後 燃焼消耗
80 Ni 20 Cr	1,260	22	52 " "

1,175°C では 2.5% Al 及び Co 合金は 70 時間後 10% 抵抗が増加を示した。他の合金は 16~18 時間でスケールが剥れ燃焼消耗してしまつた。1,260°C では Al 合金は更に優秀な性質を示し 2.5% Al 合金は 35 時間、5% Al 合金は 53 時間の有効寿命を有したが 80 Ni, 20 Cr は僅かに 22 時間であつた。

Hoyt & Scheil 氏によると抵抗用合金の寿命と温度の関係は指数関係である。2.5% Al 合金は 80 Ni, 20 Cr 及び 2.5 Cr, 4.5 Al, 2.5 Co 合金に匹敵するが 5% Al 合金は 2.5% Cr, 5% Al, 3% Co と 2.5% Cr, 4.5% Al, 2.5% Co 合金の中間に位する。

成長及曲試験 本実験に用ひた試料全部に對して成長及び曲試験を行た。繰返し加熱及び冷却試験を長時間に亙て行ひ成長の度合を第 7 表に示した。

第7表 1,040°C に於ける成長試験

合金	成長 in/ft	合金	成長 in/ft
2.5 Al	0.001	5.0 Cb	0.003
5.0 Al	0.005	10.0 Cb	0.002
2.5 Co	0.001	80 Ni 20 Cr	0.001
5.0 Co	0.004	37.5 Cr 7.5 Al	0.008
10.0 Co	0.009	25 Cr 5.5 Al 3.5 Co	0.000
2.5 Ti	0.000	25 Cr 5.0 Al 3.0 Co	0.000
5.0 Ti	0.001	25 Cr 4.5 Al 2.5 Co	0.001
2.5 Cb	0.001		

試験片は何れも 1,040°C に 100 時間加熱し長さの増加を測定した。この 1,040°C といふ温度は 80 Ni, 20 Cr の最もよく用ひられる温度であるが Fe·Cr·Al 又は Fe·Cr·Al·Co 合金に對してはやゝ低く過ぎる、これ等の試験に於て各試料は 2.5% Ti 合金を除いては何れも 0.001~0.009 in/ft 成長し 80 Ni, 20 Cr 及び Fe·Cr·Al·Co 合金に比較して結果が悪かつた。然し Fe·Cr·Al 合金は 0.008 in/ft 成長し 10% Co 合金以外の他のものより悪かつた。Al 2.5~5% 合金は 0.001~0.005 in/ft であつたが尙成長の點からみては良好でない。1,090°C で 6 時間及び 1,315°C で 2 時間といふ短時間試験では何れも大して成長を起さなかつたが Fe·Cr·Al 合金のみは 0.08 in/ft の成長を示した。

曲試験は 1,090°C 6 時間 1,315°C 2 時間加熱せるものについて

行たがこの結果を第 8 表に示す。

第 8 表 1,315°C 加熱試験片の 180° 曲試験

合金	180° 曲回数	合金	180° 曲回数
2.5 Al	3.5	2.5 Cb	4.5
5.0 Al	4	5.0 Cb	2.5
2.5 Co	3.5	10.0 Cb	2.0
5.0 Co	6	80 Ni 20 Cr	4.5
10.0 Co	8	37.5 Cr 7.5 Al	0
2.5 Ti	3	25 Cr 5.5 Al 3.5 Co	0
5.0 Ti	6.5		

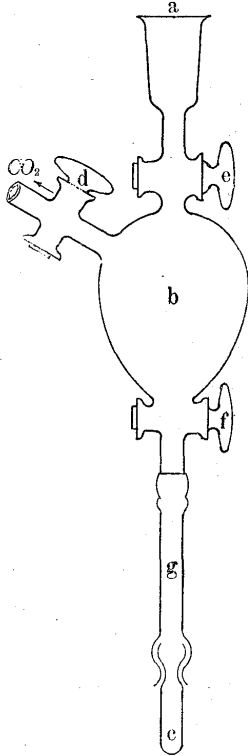
試験の結果各合金はこの温度に加熱後何れも延性を保持したが Fe・Cr・Al・Fe・Cr・Co 合金のみは常温で極めて脆くなった。各合金何れも又 1,040°C 100 時間加熱後延性を残して居た。(K)

9) 化学分析

フェロチタン中のチタンの容量分析法 (Winterstein C.

Zeit. f. anal. Chem. 117. Bd., 3u. 4Heft, S81)

チタンの容量分析法を概説した後中園、染谷兩氏の液状亜鉛アマルガムを用ひ分液漏斗状の還元容器中で還元する方法を用ひ、TiCl₃を鹽化第二鐵とロダニル鹽を使って分析する方法を述べ更にクッフェロンを使って重量法で定量する方法も吟味し後者の誤差は嵩張た樹脂状の沈澱が不純物を伴ひ易く、之が約 0.37% に及び又 1,200°C に灼熱後も尙 SO₂ を含む事に依ると論じ、アマルガム法が最も迅速、良結果を與へると述べてある。分析法次の通り。フェロ



- b 180~200cc
- a 15cc
- g 10cm ゴム管
- c 25cc, 13cm
ガラス管

チタン 1g を白金皿に入れ硝酸と弗化水素酸で分解 40cc (1:1) 硫酸を加へ空氣浴中で加熱發煙に至らしめ水を加へて濾別、殘滓を重硫酸カリで分解鹽酸に溶解、主液に合し苛性曹達で落し沈澱を 60cc 鹽酸 (比重 1.12) に溶解、250cc に稀釋、之の 100cc を圖の如き、豫め CO₂ を充した還元容器に入れ 200g 液状亜鉛アマルガムと 5~6 分間振盪。アマルガムを液から分離之を收容したる附屬管 c を外して、董色の液を CO₂ を満した 500cc エルレンマ・イヤーに流下し鹽化第二鐵標準液及ロダニルを指示薬として、赤色が消えなくなる迄滴定する。As, Sb, Sn, V, Mo, W, Cr, U, Nb が共存する時は重量法で分離するを要する。亜鉛アマルガムは純亜鉛(箔状のものが良い)をフラスコ中で 200g 水銀、少量の水、數滴の稀硫酸と混合湯煎上で加熱後數回熱湯で傾斜、必要なら分液漏斗で固形物を分離、弱硫酸々性で蓄へる。(T.I.)

庇護装置付鑄型清掃用臺車 (“Steel” July. 31, 1939. p. 58)

附圖に示すモーター車はオハイオ州ミッドルトウン、アメリカンローリングミル會社の一製鋼所で鋼塊鑄型の清掃に使用されて居るものである。プラットフォームは亜鉛引板で四方を完全に圍み、そして防熱装置が施されてある。床の中央には鑄型を清掃するときに従業員が容易に作業し得る大きさの孔がある。フラッドライトが終始鑄型内を照らして居る。モーター臺車は大小種々の鑄型の大きさに注意して充分な大きさに構造されてゐる(附圖略)(日本製鐵參考資料)

重量 50 萬ポンドに達する鐵鋼用インゴットの鑄造 (“Steel”

July 31, 1939. p. 55) カーネギーイリノイ製鋼會社ホームステッド工場に於ては鑄型設備に改良を加へ、重量各々 50 萬ポンド (223t) に達する販賣向鐵鋼用インゴットの鑄造が出来るやうになつた。それは波形付又は溝付の圓形インゴットで大きさは注文に依り直徑 39, 44, 48, 55, 70 及 95 吋、長さ 145 吋迄の鑄型で鑄造される。70 吋以上の鑄型は皆同會社の工場で作成される。鋼板用インゴットは長さ 145 吋迄で其の切斷面は三種の形狀に作られる。鐵鋼用インゴットは全部太い方を上にして鑄造される。温度に深甚の注意が拂はれ、湯出直前と湯出の際爐に於て、最後に鑄造開始及終止の際鑄型に於て測定される。通例、鋼は 2,925 乃至 2,965°F の温度で湯出される。鑄込が始まる時の飛沫の回避に注意が向けられて居る。湯は通例 2,810 乃至 2,840°F で鑄型に注入される。(日本製鐵參考資料)