

られるが、さらにこれ等の点は検討中である。

また、さらに多数の試料について精度を調べた結果、誤差率 σ の値が Ni, Cr, Sn では数%, Al では約10%, As では約 15% で、As 以外はほぼ良好であつた。As の精度が悪いのは、As の昇華点が極端に低いことと、As の分析線が乾板特性の最も悪い波長域にあることに原因があるようである。

VIII. 平, 転炉鋼中の微量元素について

今迄述べて来た分析法によつて、平炉鋼全チャージ、転炉鋼若干チャージの微量元素を毎日分析しているので、それ等の結果の一部を Fig. 1 に紹介する。

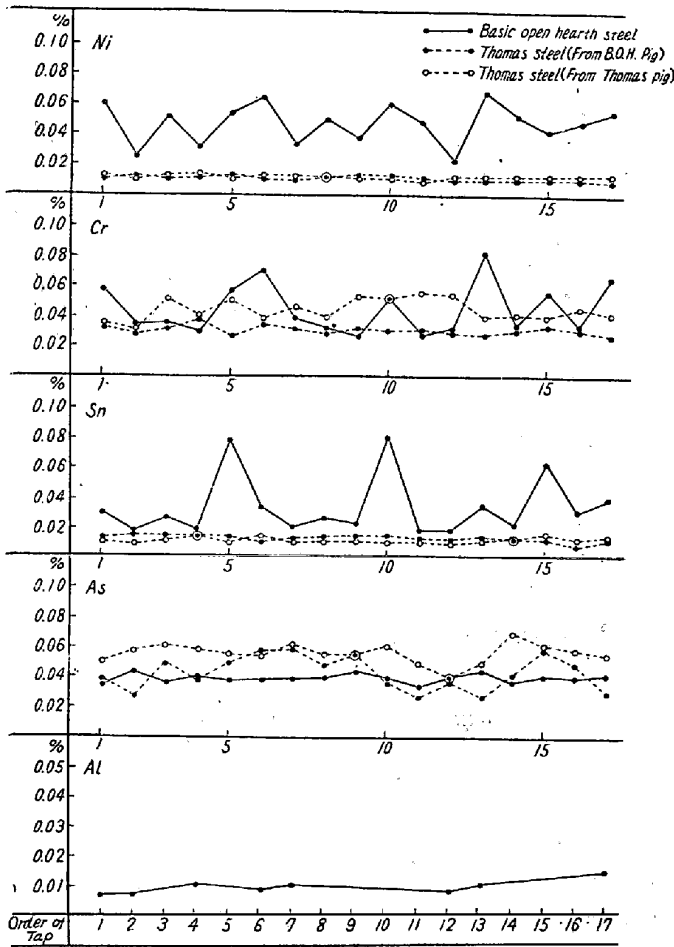


Fig. 1. Minor elements in basic Open hearth steel and Thomas steel.

これ等の結果から次のことがわかる。

Ni, Sn は平炉鋼が転炉鋼より常に高く、これ等の元素が主としてスクラップから這入ることを示している。したがつて平炉鋼においてはスクラップ選別の効果が明瞭に現われており、各鋼種間にはかなりの差があるが同一鋼種内にはあまり差がなかつた。一方転炉鋼においても Ni, Sn はその使用銑別の間にもまた各チャージ間にもほとんど差はなかつた。

Cr は平炉鋼と転炉鋼の間に Ni 程の差はないので、その起源はスクラップと銑の両方にあることが解る。平炉鋼ではその含量は Ni ときわめて類似の傾向を持ち、Ni の高いチャージは Cr も高く、低いチャージは Cr も低いので Cr と Ni は起源が似ていることを示している。また転炉鋼においてはトーマス銑使用のものが平炉銑使用のものより常に高かつた。これはトーマス銑の Cr が平炉銑よりも常に高い事実と一致しており、銑鉄中の Cr が転炉製鋼中一部残留する事実を示している。

As は平炉鋼が一般に転炉鋼より少なく、Ni, Sn とは逆の傾向を持ち、またどの場合も各チャージ間には変化が少なく比較的安定しているので、この元素の起源が銑鉄に、より多く由来していることを示す。

Al は平炉鋼のキルド鋼についてのみ実施した。各チャージ間には勿論かなり差があつたが、同一鋼種内では比較的一定していた。

IX. 結 言

1. 平面試料を用い、大型分光写真機によつて試料、撮影条件、線対等の検討を行い、鋼中の前記5元素の同時定量法を確立し、これを日常作業分析に実用化した。

2. 本法の精度は σ が Ni, Cr, Sn では数%, Al では約 10%, As では約 15% で、As 以外は良好であつた。また化学分析とは Al < 0.01% の範囲を除いて、どの元素もきわめて良く一致した。Al < 0.01% の範囲では分光分析値が約 0.003% だけ高かつた。

3. この分析法応用の一例として、平, 転炉鋼中の微量元素を比較し、これ等の微量元素の起源について考察を加えた。すなわち Ni, Sn の起源は大部分スクラップにあり、Cr も主としてスクラップから這入るが銑鉄からもかなり残留する場合があります、一方 As はスクラップよりも銑鉄から残留する割合が大きいといふ傾向が得られた。

(16) 鋼の切欠衝撃特性に影響する二三の要因について

(鋼中の Al, N および歪時効の影響)

Some Factors affecting on the Notch-Impact Properties of Carbon Steels. (Influence of Al and N in Steels and Strain Ageing)

H. Gondo, et alius.

八幡製鉄所, 技術研究所

工 大竹 正・工〇権藤 永

I. 結 言

Al キルド鋼は歪時効性が少なく、衝撃試験遷移温度が低いことが知られているが、この効果は鋼中のNの存在状態に関連があると考えられる。鋼中のNが Al によつて固定されることは熱力学的にも異論のないところであり、また Al 窒化物の存在を示す多くの実験がされているが、Al 窒化物が如何なる機構でかかる効果を呈するかについては明らかでない。また、Commercial Steel では要因が多く、微量の Al やNの影響を容易に検出することは出来ない。本報告は、Commercial Steel (またはこれに類する鋼) につき、若干の実験を行い、Al やNの効果の分離を試み、考察を加えた。

II. 試料および実験方法

試料は C, Si, Mn, P 等の成分を適当に変えたもの 25 チャージを、100 kg 高周波電気炉にて熔解し、各チャージを2本の 50 kg 鋼塊に造塊し、その中、1本のみを 0.1% 前後の Al を加え、それぞれ板厚 12mm に鍛造した。一方、試験用上吹転炉鋼 17 チャージおよび塩基性平炉鋼 4 チャージの板厚 15~30 mm の鋼板からも試料を採取した。これらの試料の半数は鍛造 (または圧延) まま、残り半数は焼準し、常温で 0, 5, 10, 15% の引張歪を加えた後、250°C 30mn 人工時効前後の V ノッチシャルピー衝撃試験値を比較した。試験は -60°C から +100°C まで 20°C ごとに、各温度で 1~4 本宛行い、平均値を求めた。また、各チャージの成分範囲は Table 1 の通りである。

III. 実 験 結 果

(1) Al 添加および焼準の影響

試料は成分がまちまちであり、ある一つの要因を抽出して調べることは困難であるが、これらの成分の影響を除くために Williams の実験式 (15ft·lb 遷移温度 $Tr_{15}^{\circ}C$)

= 38 + 166C - 56 Mn + 560 P - 166 Si - 2.8 G.S.) から Tr_{15} を算出し、これと実測値との比較を行った。この式の妥当性は必ずしも普遍的とはいえないが、他に適当な式がないので、この式を用いることにした。

熔製試料の Tr_{15} 計算値 (以後 Tr_{15}' と書く) と実測値との関係を、Al 添加の有無、および焼準前後について調べ、下記のごとき実験式を得た。

Al 添加せず、圧延まま。

$$Tr_{15} = 0.64 Tr_{15}' - 27.6 \dots \dots \dots (1)$$

Al 添加せず、焼準。

$$Tr_{15} = 0.73 Tr_{15}' - 35.3 \dots \dots \dots (2)$$

Al 添加、圧延まま。 $Tr_{15} = 0.68 Tr_{15}' - 29.4$ (3)

Al 添加、焼準。 $Tr_{15} = 0.75 Tr_{15}' - 58.2 \dots \dots \dots (4)$

上記各式は最小自乗法で求めたもので、これらの式の相互間の有意差を検定すると、(1), (2), (3) 式は差があるとはいえないが、(4) 式のみは他の三式より低い Tr_{15} を示している。すなわち、Al 添加鋼は焼準して始めて、約 20°C の Tr_{15} の低下をきたすわけである。

(2) 鋼中のNの影響

上記と同様、 Tr_{15}' を用い、実測値との差 ($Tr_{15} - Tr_{15}'$) °C をとり、これが Williams の式の中で考慮されている化学成分、およびフェライト粒度以外の要因によつて変化するものとみなし、N%との関係を調べたところ、圧延ままでは、Al 添加の有無にかかわらず、N%が増すと直線的に上昇することがわかった。(図略) またこれを焼準材について調べると、Al を添加したものは Fig. 1 左のごとく、低い Tr_{15} を示す。Al は平衡状態ではNと化合して AlN を析出するが、圧延ままでは冷却速度が速いために完全な析出は起らない。そこで残留している遊離 N% (Total N% - N as AlN%) と ($Tr_{15} - Tr_{15}'$) との関係プロットすると、Fig. 1 右の

Table 1. Chemical composition range of specimens.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Total N	sol. Al	Al ₂ O ₃	N as AlN	
Remelted steel	0.01	0.008	0.30	0.012	0.022	0.16	0.0040	0.001	0.002	0.0000	No Al added
	~	~	~	~	~	~	~	0.004	0.006	0.0011	
	0.35	0.234	0.094	0.021	0.030	0.22	0.0087	0.023	0.017	0.0025	0.1% Al added
	~	~	~	~	~	~	~	0.084	0.032	0.0052	
Oxygen converter steel (Impure O ₂)	0.10	0.01	0.40	0.016	0.010	0.9	0.0050	0.001	0.001	—	
	~	~	~	~	~	~	~	0.023	0.021	—	
Oxygen converter steel	0.10	0.06	0.70	0.011	0.009	0.12	0.0044	0.003	0.002	—	
	~	~	~	~	~	~	~	0.043	0.006	—	
Open hearth steel	0.12	0.008	0.29	0.016	0.022	0.004	0.0027	<0.21	<0.006	—	
	~	~	~	~	~	~	~	0.021	0.0046	—	

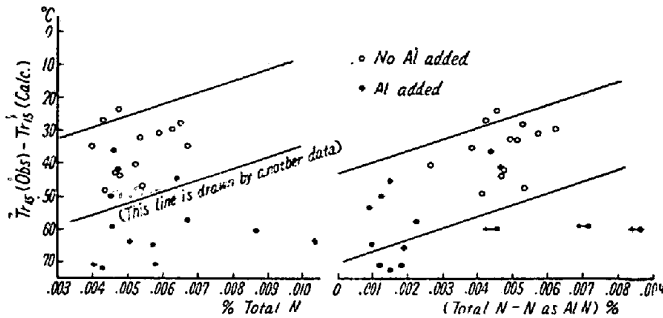


Fig. 1. Effect of N% and Al addition on Tr_{15} of the Normalized steels (Points with arrow-mark are lacking of N as AlN)

ごとく同一の直線的関係を示すようになる。すなわち AlN 以外の形で存在する N が Tr_{15} を上昇せしめることがわかる。

(3) 鋼の歪時効性におよぼす Al および N の影響

Fig. 2 は上吹転炉鋼と平炉鋼につき、常温で 0, 5, 10, 15% の引張歪を加え、250°C 30mn 人工時効前後の Tr_{15} と、加工度との関係を示したものである。 Tr_{15} は加工度と共に上昇し、時効後はその上昇がさらに大きくなる。この傾向は鋼種にかかわらず同様であるが、焼準するとセミキルド鋼は全体的に、圧延ままよりわずかに Tr_{15} を上昇し、Al キルド鋼は逆に Tr_{15} が低下し、加

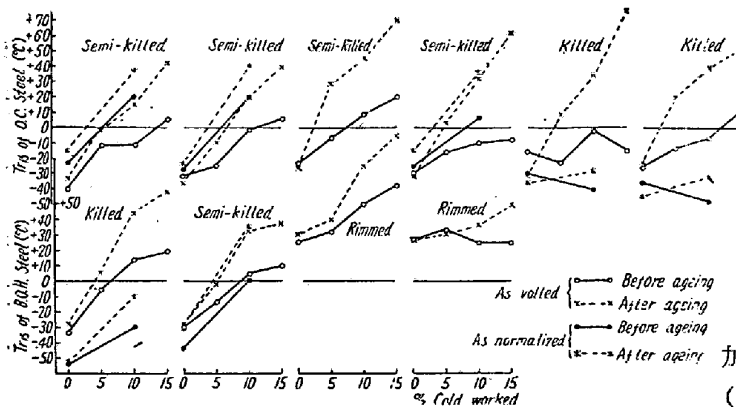


Fig. 2. Effect of cold work and strain ageing on Tr_{15} of steels.

工度に対して鈍感になる。 Fig. 3 は時効前後の差を時効量として、これに対する N% の影響をみたものである。 N% が高い程、また加工歪が大きい程、時効による Tr_{15} の上昇は大きい。焼準すればその上昇程度はやや小さくなる。キルド鋼は圧延ままではバラツいた Tr_{15} を示し、不安定な感じを受けるが、焼準後ほとんど N% の影響は認められなくなる。

IV. 考 察

加工硬化は、加工による転位網の増加と、不純物による転位の移動の妨害から起ると考えられる。 Cottrell 等に

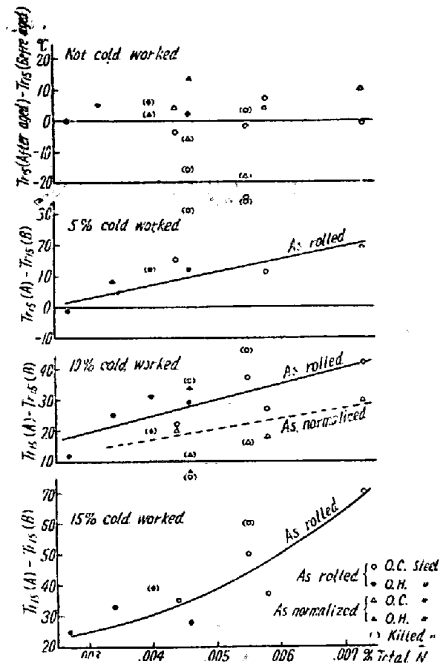


Fig. 3. Effect of N% on the strain ageing of steels.

よれば歪時効における降伏点の上昇は、主として N 原子雰囲気による転位の固定として理解出来るが、さらに考察を進めてみると、一度拡散によつて転位の周辺に形成された N 原子雰囲気は降伏点を越えた加工中にも、そのままの状態に止まり、加工が進むにつれて、その雰囲気を通過しようとする他の転位も移動を妨げられ、また一部は、Frank-Read 源として転位網を増加することも考えられ、降伏点の上昇と、変形能の減少をきたし、 Tr_{15} を上昇せしめるものと思われる。セミキルド鋼では、焼準後、N 原子の雰囲気形成が完全となり、 Tr_{15} は圧延ままより上昇する。(Fig. 2) また焼準後時効前後の Tr_{15} の差が少なくなるのは、一定の加工度における転位の絶対量が減少するためであろう。(Fig. 3) 一方 Al キルド鋼では焼準後、N が、AlN として固定されるために雰囲気が形成されず、歪時効の影響はほとんど消失する。圧延ままでは、Al の存在のために遊離 N の拡散が影響をうけて不安定な挙動をするものと思われる。

(4) 上吹転炉鋼と平炉鋼の切欠特性について

上吹転炉鋼の切欠特性については、本報告および遠藤氏により塩基性平炉鋼に比して何等遜色なく、同様な要因によつて同程度に影響され、特別な考慮を払う必要のないことがわかった。

V. 結 言

熔製試料 25-チャージ、上吹転炉鋼 17 チャージ、平炉鋼 4 チャージにつき、切欠衝撃特性に影響する要因の

中, Al, N 含有量および歪時効について実験し, 考察を加えた.

参 考 文 献

- 1) 遠藤勝治郎: 鉄と鋼 (昭和 31年 第 7 号 p. 579)

(17) 鋼板の切欠脆性に関する二, 三の考察

Some Considerations on the Notch Toughness of Steels

H. Susukida, et alius.

新三菱重工業, 神戸造船所

工〇薄田 寛・安藤 智純

I. 緒 言

一般に鋼板の板厚が増大すると造塊, 圧延および冷却効果などの冶金的因子の影響が大きく作用し, 鋼板の内外の性状が相異なることが認められている. 鋼板の切欠脆性に関しても同様に内外の相異が考えられるが, これに関する研究は断片的なものしかなく未だ充分に明らかにされていない. 近時ボイラや原子炉用压力容器等には厚さ数吋の極厚鋼板が使用される状態にあり, 特に後者では切欠靱性の優れたものが要求されている. この種極厚鋼板における切欠脆性試験法としては種々検討を要する問題が含まれるが, 板厚の特定部分より採取した試験片について実施することが多いと思われる. このような観点からも特に極厚鋼板の内外の切欠靱性を究明しておくことは必要と考えられる.

本報告は切欠靱性の観点より主として静的切欠曲げ試験により極厚鋼板の, 板厚各部の性状を比較検討すると共に本試験法の特長について二, 三の考察を行った結果をまとめたものである.

II. 試料および実験方法

試料は Table 1 に示すごとき厚さ 122 mm(A), 165 mm(B) のボイラ用圧延鋼板 (S B 46 B) 2 種を使用

した. 何れも特に試験用鋼板として製造したものの一部である.

鋼材の切欠脆性試験法としては 10 指にあまる試験法が提案されているが, この中より静的切欠曲げ試験法 (Lehigh 型) を採った. 試験片は長さ 200 mm, 巾 75 mm, 厚さ 25 mm の鋼板の中央に深さ 2 mm, 先端半径 0.25 mm の V notch を切つたもので, 採取方向, 切欠位置等を変え, 表面部, T/4 部, 中心部の板厚各部について $-60^{\circ}\text{C} \sim 120^{\circ}\text{C}$ の温度範囲にて試験を行った. 試験に際しては荷重-撓み線図を記録し, 亀裂発生までおよび最大荷重前後の各吸収エネルギーを求めると共に曲げ角度, 横収縮率, 剪断破面率, 最大曲げ応力等を測定し比較検討した. なお同様の要領で V notch charpy 衝撃試験も併せ行い検討した.

III. 実験結果および考察

(1) 板厚各部の遷移温度

試料 A 群に対し圧延方向に直角でかつ板面に平行に採取した試験片につき試験温度を変えて切欠曲げ試験を行った結果の一部を示すと Fig. 1 のようである.

これらより試料 A, B 群における各種遷移温度を求め Table 2 にこれを示した.

すなわち表面部より中心部へいたるにしたがい, 常温附近では全吸収エネルギー, 横収縮率の他, 曲げ角度, 最大曲げ応力等は何れも減少したが, 剪断破面率のみは逆に増加の傾向が認められた.

延性遷移温度 (Trd) に属する Trc を比較すると表面部 \rightarrow T/4 部 \rightarrow 中心部の順に遷移温度が上昇し, Tr_{EL} も同様の傾向を示した. 破断遷移温度 (Trf) に属する $\text{Tr}_{\text{S}50}$ を比較すると上の順に遷移温度が低下し, $\text{Tr}_{\text{S}10}$ も同様の傾向を示した. すなわち板厚各部を通じて中心部は Trd が最も高く, Trf は最も低く繊維状に亀裂が伝播し易い傾向が認められた.

(2) 脆性破壊の発生と伝播一切欠曲げ試験法の特長 実測結果に基づき全吸収エネルギー (E_T) を亀裂発生

Table 1. Chemical composition and mechanical properties.

Samples	C	Si	Mn	P	S	Yield point (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
A-S	0.25	0.18	0.66	0.018	0.023	29.2	50.9	31.8
Q	0.26	0.16	0.67	0.015	0.020	30.2	51.6	29.0
C	0.26	0.18	0.66	0.020	0.022	31.0	51.1	26.5
B-S	0.29	0.25	0.88	0.027	0.037	32.6	55.4	31.5
Q	0.30	0.25	0.87	0.032	0.038	34.5	58.3	25.0
C	0.33	0.23	0.90	0.037	0.049	37.0	59.4	24.5

S: Surface part, Q: Quarter part, C: Central part (for plate thickness)