

Fig. 2. Influence of drawing reduction on mechanical properties of 0.75% carbon steel rod.

ない。Fig. 1 (b) は加工硬化量と伸線性の関係を示したものであるが、層間距離の小さい鉛パテンティングのほうが加工硬化が大きく³⁾、このため伸線限界は小さくなる。したがつて伸線性に關係する要因として、絞り、加工硬化の両者が働くので Fig. 1 (a) のごとき関係が得られると思われる。

また伸線速度の影響は Fig. 2 からわかるように高速のほうが大である。

IV. 考 察

鋼線は伸線前にパテンティング組織に調整することは鋼線業界の常識であるが、加工限界については実用サイズが限界内にあることが多いため明瞭にされてないことが多い。加工性はセメンタイトの分布様式、層間距離と密接な関係があることが判つたが、これらが絞り、歪硬化性にも影響することは留意すべきである。

圧延材は一般に徐冷されるので、Photo. 1 に示すとく層間距離が大で伸線加工性に乏しいが、これを向上させるためにはセメンタイトの析出様式を変更すればよい。そこで現用の heavy coil に低温捲取処理を施すことより、硬線の伸線加工性を向上させることを試みた。まず微細なセメンタイト組織を得るために、高炭素鋼の CCT 曲線を作成し、これに基き急冷条件を定め仕上げ圧延後適当な冷却誘導管を用い、圧延線材を直接急冷し、適当な捲取温度で捲取つた⁴⁾。Photo. 1 (f) は

0.75%C の低温捲取処理材の組織を示し、空気パテンティングと鉛パテンティングの中間に位する組織である。この coil の機械的性質を示すと、引張強さ 108 kg / mm² ($S=2.5 \text{ kg/mm}^2$)、伸び 8% ($S=1\%$)、絞り 62% ($S=1.5\%$) 程度で、これを伸線した時の機械的性質は Fig. 2 に示すとくであり、また限界加工率は 90% 近くで普通圧延材の 60% に比して著しく大きい。

V. 結 言

高炭素鋼線材の伸線加工性と組織の関係を明らかにするため 4 種の鋼を用い実験を行なつた。

この結果、加工性は C% が低いほど、伸線速度が遅いほど加工限界は高い。また同一鋼では層状組織の層間距離が 0.4 μ までは小さいほど加工性はよく、これ以上小さくなると加工硬化の増加によりかえつて減少する。また球状パーライト組織は微細パーライトより劣る。これらのことから鋼線の加工性にはセメンタイトの分散様式、層間距離と密接な関係のあることがわかつた。

文 献

- 1) 西岡, 他: 日本金属学会誌, 18 (1954), p. 358
- 2) 西岡: " 20 (1956), p. 181
- 3) GENSAMER: Trans. Amer. Soc. Metals, 30 (1942), p. 983
- 4) 太宰: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1676

669.15/26/28-196:669.162.275/124.8.015.5

(173) 高純度砂鉄銑を原料とする高炭素 Cr-Mo 鋼の特性について

(高純度砂鉄銑を原料とする各種鉄鋼の性質—I) No. 64335
日曹製鋼, 富山工場

工博 佐藤祐一郎・○松倉 清

On the Properties of High Carbon Cr-Mo Steels Made from High Purity Iron Sand Pig. PP2037~2039
(Properties of several kinds of iron and steels made from high purity iron sand pig—I)

Dr. Yuichiro SATO and Kiyoshi MATSKURA.

I. 緒 言

砂鉄を原料として得られる高純度砂鉄銑はロール、鋼塊鋳型などの高級鋳鉄製品ならびに軸受、工具などの高級鋼製品の原料としてすぐれた諸性質を有することが知られている。また筆者らの一人は高純度砂鉄銑が C, Si および Mn 以外の微量不純元素の含有量の合計が 0.1% 以下のため、スエーデン木炭銑とともにすぐれた特性をもつ原料銑であることを明らかにした¹⁾。しかし高純度砂鉄銑を原料とする各種鉄鋼の性質についてはまだ明らかにされていない点が多く、実用上これらの鉄鋼の諸性質を十分に把握することが必要である。

筆者らは熱間圧延用ロール、熱間工具などに用いられる高炭素 Cr-Mo 鋼について顕微鏡組織、焼入性、機械的性質、耐熱き裂性、耐摩耗性などの諸性質を調査した。

II. 供 試 材

本実験に用いた試料の化学成分を Table 1 に示す。

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

| Sample No. | Symbol | C | Si | Mn | Cr | Mo | P | S | Ni | Cu | Ti | V | Sn | As | Sb | Pb | Al |
|------------|--------|------|------|------|------|------|-------|-------|------|------|-------|-------|----|-------|----|----|-------|
| A | N P 5 | 1.21 | 0.37 | 0.60 | 1.05 | 0.31 | 0.014 | 0.009 | 0.04 | 0.05 | 0.007 | 0.008 | tr | 0.004 | tr | tr | 0.008 |
| B | N A 1 | 1.40 | 0.63 | 0.66 | 1.14 | 0.31 | 0.018 | 0.011 | 0.04 | 0.04 | 0.007 | 0.006 | tr | 0.004 | tr | tr | 0.009 |
| C | N A 2 | 1.63 | 0.51 | 0.60 | 1.12 | 0.35 | 0.012 | 0.011 | 0.03 | 0.06 | 0.008 | 0.006 | tr | 0.003 | tr | tr | 0.010 |
| D | N A 3 | 1.89 | 0.58 | 0.55 | 1.08 | 0.34 | 0.013 | 0.010 | 0.05 | 0.04 | 0.009 | 0.010 | tr | 0.006 | tr | tr | 0.010 |
| E | N A 4 | 2.04 | 0.46 | 0.49 | 1.11 | 0.35 | 0.017 | 0.006 | 0.03 | 0.05 | 0.008 | 0.008 | tr | 0.003 | tr | tr | 0.011 |
| F | N A 5 | 2.33 | 0.48 | 0.57 | 1.17 | 0.36 | 0.017 | 0.011 | 0.03 | 0.05 | 0.008 | 0.005 | tr | 0.006 | tr | tr | 0.009 |

各試料とも塩基性電気炉で高純度砂鉄鉱を原料として溶製した2t鋼塊を200mmφおよび50mmφ材に鍛伸したのち、焼準および球状化焼鈍をおこなつたものである。

これらの試料よりJIS規格4号引張試験片、3号衝撃試験片、ショミニー焼入性試験片および65mmφの耐熱き裂性試験片を削り出して作製した。また焼準焼戻後の諸性質を調べるために、同一試料からそれぞれ25mmφ材と70mmφ材を削り出し、930°C×3hr空冷、600°C×5hr空冷の焼準焼戻をほどこしたのち、引張試験片、衝撃試験片および耐熱き裂性試験片を調製した。5mmφの耐摩耗性試験片は衝撃試験の完了後に衝撃試験片から削り出して作製した。

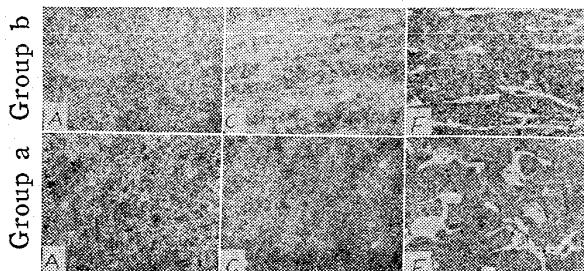
III. 実験結果および考察

1) 顕微鏡組織

焼鈍をほどこした各試料について軸方向および横方向の顕微鏡組織を観察した。1%Cr鋼の平衡状態図からほぼ想定されるように、試料AとBでは融体から直接晶出する共晶セメントタイトの析出は認められない。しかしそのほかの試料では共晶セメントタイトが一次結晶の粒界に析出し、その量はC含有量の高いほど多い。試料Cの共晶セメントタイト量は面積率でわずかに0.9%であるが、試料Fは35.7%と増加している。Photo. 1は試料A、CおよびFの焼鈍組織を示したものである。共晶セメントタイトは約1.5%Cではじめて析出している。共晶セメントタイトの形状、分布は軸方向と横方向で全く異なる。鍛錬を加えればこのセメントタイトが軸方向に長く延伸された形状を呈するためである。

2) 焼入性

オーステナイト化温度を850°C、900°Cおよび950°C、保持時間を30minとしてショミニー焼入性曲線を求めた。Fig. 1はオーステナイト化温度900°Cの場合



Group a: Longitudinal direction
Group b: Transversal direction
A, C and F: Sample number

Photo. 1. Micro-structure of test specimens after annealing etched by 5% picric acid.
×60 (3/5)

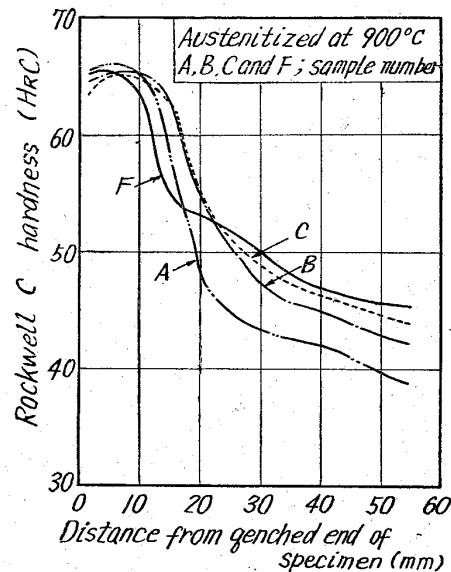


Fig. 1. Jominy hardenability curves for high carbon Cr-Mo steels.

における試料A, B, CおよびFのショミニー焼入性曲線を示す。どのオーステナイト化温度においても焼入性はC 1.4~1.6%で最も良好であり、それよりC含有量が高くなるほど悪くなる。オーステナイト化温度が高くなるほど各試料ともに焼入性が改善されるが、その改善の度合はC含有量が高くなるほど少なくなる。

3) 機械的性質

Fig. 2は焼鈍および焼準焼戻後の軸方向の機械的性質とC含有量との関係を図示したものである。これらの機械的性質は高炭素鋼としてきわめてすぐれでおり、とくに伸び、絞りおよび衝撃値が大きい。例えば伸び、絞りが最も悪い2.3%Cの焼準焼戻の場合でも伸びが3.4%，衝撃値が0.5kg·m/cm²である。実験結果によれば焼鈍、焼準焼戻のいずれの場合もC含有量の増加に伴ない硬度はほぼ直線的に増加する。軸方向試料の降伏点、抗張力はC 1.5%までわずかに増加する傾向がみられるが、C 1.5%を超えると減少する。しかし横方向試料の場合降伏点、抗張力は常に減少する。伸び、絞りおよび衝撃値はC含有量の増加とともに漸次減少する。

4) 耐熱き裂性

焼鈍および焼準焼戻を行なった耐熱き裂性試験片に繰り返し加熱冷却試験装置を使用して600~450°Cの間で1000回の加熱冷却を繰り返した。Photo. 2は焼鈍した試料CおよびFの試験面に現われるヒートクラックの発生状況を示す。耐熱き裂性の良否はクラックの総長さと継断面の深さによって判定した。耐熱き裂性は焼鈍

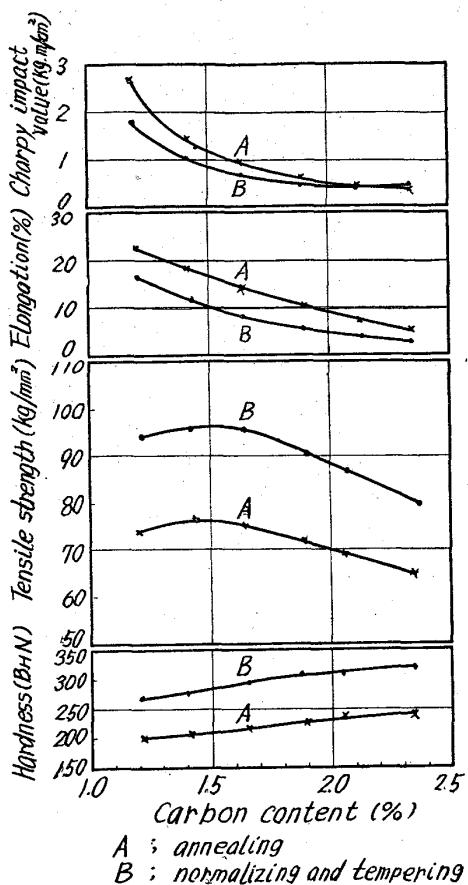


Fig. 2. Relation between carbon content and mechanical properties of high carbon Cr-Mo steels after annealing, normalizing and tempering.

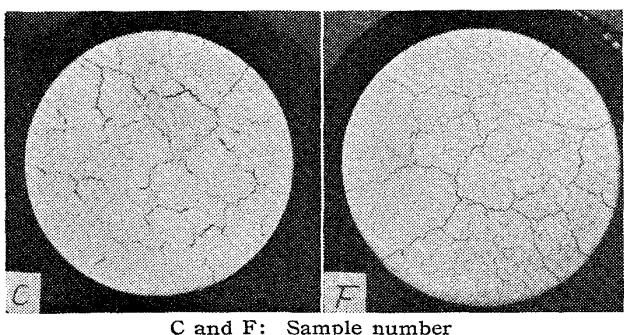


Photo. 2. Test faces after 1000 cycles at 600°C~450°C. X0.6 (7/8)

の場合と焼準焼戻の場合との間に顕著な差異を認めがたいが、後者の方がわずかにすぐれている。また両者ともにC含有量が高くなるほどやや悪くなる傾向が認められる。

5) 耐摩耗性

深尾式摩耗試験機を使用し、上部試片に5mmφの耐摩耗性試験片を、下部試片に各種炭素鋼の60mmφ×11mmのリング状標準試験片をセットして摩耗荷重5kg/cm²、摩耗速度2.5m/secで摩耗試験を実施した結果、C含有量は高いものほどすぐれた耐摩耗性を有すること、焼準焼戻処理は耐摩耗性を向上させることができた。

られた。

IV. 総括

高純度砂鉄銑を原料とするC 1.2~2.5%, Cr 1%およびMo 0.35%の高炭素Cr-Mo鋼について焼鈍および焼準焼戻後の諸性質を調査した。その結果を総括すれば次のとおりである。

1) 共晶セメンタイトはC約1.5%ではじめて析出し、C 2.3%では面積率で約35%を占有する。この共晶セメンタイトは鍛錬を加えれば軸方向に長く延伸された形状を呈する。

2) 焼入性はC 1.4~1.6%で最もよく、C含有量がそれより高くても低くても悪くなる。

3) 焼鈍および焼準焼戻後の機械的性質はC含有量が高いにもかかわらずわめてすぐれています。伸び、絞りおよび衝撃値が大きい。また同一熱処理においてC含有量の高いほど硬度は高いが、降伏点および抗張力はC 1.5%を超えると減少する。伸び、絞りおよび衝撃値はC含有量が高くなるほど減少する。

4) 耐熱き裂性はC含有量が高くなるほどやや悪くなる傾向が認められる。

5) 耐摩耗性はC含有量が高くなるほど良好である。

文献

1) 高井、佐藤：鉄と鋼，45(1959)，p. 899

620,191,31:620,191,34:669,146,9-412
:669,586,5

(174) 人工気泡による表面疵の研究

トピー工業、豊橋製鋼所 No.64336

野口 祐正・○石原 弘二

Studies on Surface Defects by Means of Artificial Blowholes. pp.2039~2042

Hiromasa NOGUCHI and Kōji ISHIHARA.

I. 緒言

近年鋼材の品質向上が一段と要求されてきたが、一般構造用圧延鋼材の場合、最も厳しく表面疵の管理を要するのは亜鉛メッキ用鋼材であろう。亜鉛メッキ表面に発生する表面疵のうち、発生頻度が高くかつ圧延後の検査工程で見逃がしやすい疵が、鋼塊表面のプローホールに原因する線状疵である。

鋼材に発生する線状疵の防止対策を確立する上に、人工気泡による追跡が有効な手段であり、これまで多数の報告がなされている^{1)~3)}が、亜鉛メッキの段階まで追跡されたことはない。筆者らはメッキ用鋼材の表面疵防止策を立てる目的で、実際作業と等しい大きさの人工気泡をせん孔したビレットを、実際作業に相当する圧延比の山形鋼に圧延し、これをドブ漬亜鉛メッキして、この間における人工疵の挙動を調査した。その結果、亜鉛メッキ用鋼材の表面疵防止策を確立した。

II. 試験方法

表面気泡のないことを確認した断面260×260mm、長さ2200mmの連続鋳造ビレットの四面および偶角部に直径1.5, 3.0, 5.0, 7.0mmφ、これら各径に対して深さ3, 4, 6, 8, 10mmの人工気泡をせん孔し、つごうビレット1本について672ヶの気泡がせん孔されたビレット2本を用意した。1本を山形鋼150×12に、他の