

669.14.018.29:621.785.6.011:539.434
:669.24:669.26

は主要な合金元素について本実験で求めた係数と、従来の実験式の係数との比較を行なったものである。各合金元素の影響の正負、その大きさの順位にはほとんど差がないが、値そのものには定量的に差があり、実験式全体として低炭素低合金鋼については本報の実験式が最も良く適合することについてはすでにのべた通りである。

4. 結 言

低炭素低合金鋼の変態点を化学成分から精度良く計算することができる実験式を提唱した。すなわち、加熱時変態の開始および終了をそれぞれ A_s , A_f (°C) とおけば、次の通りである。

$$A_s(°C) = 750.8 - 26.6 \times \%C + 17.6 \times \%Si - 11.6 \times \%Mn - 22.9 \times \%Cu - 23.0 \times \%Ni + 24.1 \times \%Cr + 22.5 \times \%Mo - 39.7 \times \%V - 5.7 \times \%Ti + 31.9 \times \%Zr + 232.6 \times \%Nb - 169.4 \times \%Al - 894.7 \times \%B \dots \dots \dots (2)$$

$$A_f(°C) = 937.2 - 476.5 \times \%C + 56.0 \times \%Si - 19.7 \times \%Mn - 16.3 \times \%Cu - 26.6 \times \%Ni - 4.9 \times \%Cr + 38.1 \times \%Mo + 124.8 \times \%V + 136.3 \times \%Ti + 35.0 \times \%Zr - 19.1 \times \%Nb + 198.4 \times \%Al + 3315.0 \times \%B \dots \dots \dots (3)$$

文 献

- 1) R. A. GRANGE: Metal Progress, 79 (1961) 4, p. 73
- 2) R. A. ABBOTT (1933); 大和久: 金属, 28 (1958) 8, p. 561
- 3) 邦武, 加藤: 鉄と鋼, 50 (1964) 4, p. 666
- 4) A. S. KENEFORD: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 189 (1958) 6, p. 135
- 5) 邦武ほか: 鉄と鋼, 51 (1965) 5, p. 1080
- 6) 岡田ほか: 鉄と鋼, 51 (1965) 5, p. 1083

(114) SC 材の焼入性および不完全焼入組織の機械的性質におよぼす少量の Ni, Cr の影響

(鋼の諸性質におよぼす不純金属の影響に関する研究—Ⅳ)

金属材料技術研究所

○吉松史朗・工博 荒木透・工博 中川龍一
The Effects of Small Amounts of Ni and Cr on Hardenability and Properties of Slack Quenched Zone of 0.5% C Constructional Steel.

(Studies on effects of metallic impurities on properties of steel—Ⅳ)

Shirō YOSHIMATSU, Dr. Tōru ARAKI and Dr. Ryuichi NAKAGAWA.

1. 緒 言

著者らは先般来普通鋼の諸性質におよぼす少量の Ni,

Table 1. Chemical composition.

| (%) | C | Si | Mn | Ni | Cr | P | S | Cu |
|-------|------|------|------|------|------|-------|-------|------|
| Steel | | | | | | | | |
| 1 | 0.54 | 0.26 | 0.62 | 0.05 | 0.27 | 0.019 | 0.023 | 0.11 |
| 2 | 0.50 | 0.26 | 0.69 | 0.43 | 0.42 | 0.005 | 0.032 | 0.15 |
| 3 | 0.50 | 0.31 | 0.69 | 0.61 | 0.23 | 0.009 | 0.030 | 0.15 |
| 4 | 0.50 | 0.31 | 0.71 | 0.63 | 0.41 | 0.010 | 0.031 | 0.15 |
| 5 | 0.52 | 0.28 | 0.67 | 0.64 | 0.65 | 0.009 | 0.027 | 0.15 |
| 6 | 0.52 | 0.27 | 0.66 | 0.64 | 0.85 | 0.012 | 0.026 | 0.15 |
| 7 | 0.50 | 0.23 | 0.64 | 0.85 | 0.42 | 0.004 | 0.030 | 0.15 |
| 8 | 0.55 | 0.29 | 0.64 | 1.04 | 0.27 | 0.020 | 0.025 | 0.11 |
| 9 | 0.55 | 0.27 | 0.64 | 1.04 | 0.47 | 0.020 | 0.024 | 0.12 |
| 10 | 0.52 | 0.30 | 0.64 | 1.04 | 0.65 | 0.020 | 0.024 | 0.12 |
| 11 | 0.51 | 0.28 | 0.64 | 1.05 | 0.86 | 0.020 | 0.024 | 0.12 |

Cr の影響について系統的な調査を行なつてきているが、本報告では S50C の焼入性および焼戻特性、機械的性質に関して完全焼入の状態での Ni, Cr の影響について報告した前報¹⁾に関連して前報に示された焼入性倍数における Ni, Cr の相乗効果以上の効果の本質的なものを追求する目的とあわせて、不完全焼入組織とその機械的性質についても調査を行なうことを目的とする。

2. 供 試 材

Table 1 に各供試材の化学成分を示す。基本成分を市販 S50C とし、Ni を 0.4, 0.6, 0.8, 1.0%, Cr を 0.2, 0.4, 0.6, 0.8% それぞれ複合添加して溶製したものである。

試料は塩基性高周波溶解炉で 100kg 溶解し、50kg インゴットに 2分鑄した。次に 1150°C に加熱後、仕上寸法厚さ 15mm, 巾 250mm に熱間圧延し各試験に供した。

3. 実験結果および考察

3.1 焼 入 性

S50C における Ni および Cr の焼入性倍数に関しては、Ni, Cr ともに複合添加による焼入効果が大きく現われ、一般にいわれている共存元素間における相乗作用以上の効果が認められることは前報¹⁾で述べた。同様な現象はすでに認められており²⁾、この効果の本質的な解明は HOLLON らの microstructure-hardenability の概念からなされなければならない。したがって焼入性におよぼす合金元素の影響は、パーライト、ベーナイト各段階の変態速度におよぼす合金元素の影響と考へて、パーライト、ベーナイト各段階の変態速度におよぼす合金元素の相互作用を見出す目的で、Ni 含有量の異なる Steel 3, 6 および Steel 8, 11 について恒温変態処理を行なった。試験片は、1×3×10mm の小片を用い、予備実験より 650°C, 600°C, および 450°, 400°C を選定して変態を測定した。なおこれらの温度はそれぞれパーライト、ベーナイト段階の最高変態速度に近い温度に相当する。

パーライトの核生成速度の測定は、SCHEIL³⁾らによつて用いられた Method 1 によつて行なった。この方法によるとパーライトの核生成速度は、

$$\dot{N} = kt^n$$

の関係で増加していくとされている⁴⁾。Fig. 1 は、各変態時間経過後のパーライト核数を単位体積中のオーステ

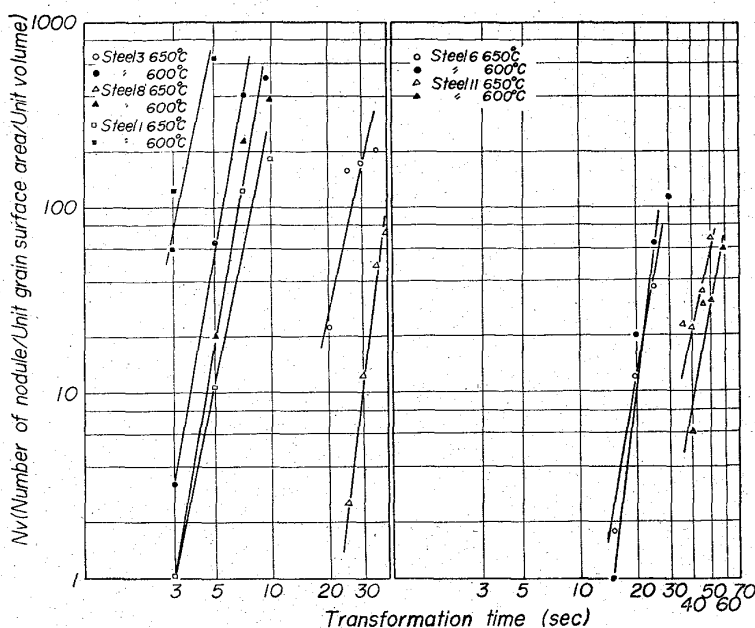


Fig. 1. Logarithmic indication of number of nodule vs reacted time.

ナイト表面積 (表面積は SMITH⁵⁾らの $S_v = 2N_L$ の式により求めた。なお S_v ; 単位体積中の表面積, N_L ; 単位長さ当りの境界面の数) で除した値を時間でプロットしたものである。この結果から基本材 Steel 1 に対して Ni, Cr の添加量の多いものは核発生が長時間側へ移動することがわかる。そして共存 Ni 量が異なり同量の Cr 量が変化した組合せ, Steel 3, 8 と Steel 6, 11 を比較してみると、とくに 600°C において Ni 量の高い場合の共存の効果が大きくあらわれている。またこの際の平均核発生速度を求めた結果を Table 2 に示す。この場合も 600°C において同様な結果が示されている。焼入性を論議する際に、パーライト鼻付近の変態速度が問題になることを考えあわせると、600°C 付近のこの現象はさきに述べた焼入性倍数の結果と傾向を一にする。

次に恒温変態処理した試料中の最大のパーライトノジュールが、最初に生成したパーライトであると仮定して、各変態時間経過後のパーライトの径を測定しその成長速度を求めた。パーライトの成長は変態時間に比例して進行するとされており⁶⁾、Table 2 にその勾配から得られた結果を示す。600°C と 650°C を比較するとパー

Table 2. Nucleation and growth rate of pearlite of the specimens investigated.

| Code | Cr (%) | Ni (%) | Nucleation rate (N/unit volume/sec) | | Growth rate (mm/sec) · 10 ⁻⁸ | |
|---------|--------|--------|-------------------------------------|-------|---|-------|
| | | | 600°C | 650°C | 600°C | 650°C |
| Steel 1 | 0.27 | 0.05 | 271 | 29 | — | — |
| // 3 | 0.23 | 0.61 | 94 | 11 | 4.5 | 2.5 |
| // 6 | 0.85 | 0.64 | 7 | 4 | 1.5 | 2.0 |
| // 8 | 0.27 | 1.04 | 71 | 5 | 5.5 | 2.0 |
| // 11 | 0.86 | 1.05 | 2 | 2 | 1.3 | 2.8 |

ライトの成長速度におよぼす Cr の影響は、600°C の方が顕著にあらわれている。これは MEHL らの Mo 鋼における結果⁴⁾と傾向が一致しており Cr の添加によつてその成長速度は確実に低下する。然しながらパーライト核生成の場合のような共存 Ni 量の相違によつて Cr の影響の度合が変化するというような傾向は認められない。

パーライトの核生成は、オーステナイト化温度を変化せしめると伏培期を変えることができることでも明らかなように Structure-Sensitive な性質であり、また成長は同様な処理を行なつてもあまりその速度が変化しないため insensitive な性質だと考えられる。したがつて両者は別個の controlling process によるものであると思われる。GRUZIN⁶⁾によれば Ni, Cr はオーステナイト中の鉄の自己拡散の活性化エネルギーを増大せしめ 1100°C 以下で鉄原子の移動度を低下せしめるとしている。核生成は grain-boundary reaction であり、上記の事実から粒界における拡散過程も制御されると思われる。また変態温度の低下によつての C₂

効果が大きくなる事実は、Cr, C の移動度および相互作用が関係していると思われ、これら種々の要因が作用しあつて粒界の変態を変化せしめていると推測される。

パーライトの成長に関しては、FRYE⁷⁾らの実験から合金元素は、パーライトオーステナイト境界の結晶構造変換に必要な原子の移動に影響を与えると考えられており成長の活性化エネルギーを増大せしめる。

パーライト段階の変態速度の測定は、その変態機構の複雑さから核生成・成長を分離することは非常に困難であり、単に成長速度について relief の測定によつていくつかなされているのみである⁸⁾。本鋼種は変態がはやく relief の測定は不能であるので、1% 変態に要する時間を測定して変態速度を観察した。この値は初期の核生成速度に関連すると考えられるから、パーライトの場合と同様に各鋼種の比較を行なつてみると Table 3 のごとくなる。この結果からパーライトの核生成速度においても、共存元素による相乗作用以上の効果が認められるようであるがパーライト生成の場合に比較して大きくはない。パーライトの核生成は grain-boundary reaction と考えられるが、本実験の温度範囲では Cr の移動度は少なく、合金元素のオーステナイトパーライト間の再配分はほとんどない⁹⁾と考えられるから、C の粒界におけ

Table 3. Time for 1% bainite transformation of the specimen investigated.

| Code | Cr (%) | Ni (%) | Time (sec) | |
|---------|--------|--------|------------|-------|
| | | | 400°C | 450°C |
| Steel 1 | 0.27 | 0.05 | 5.5 | 3.0 |
| // 3 | 0.23 | 0.61 | 8.0 | 3.5 |
| // 6 | 0.85 | 0.64 | 12.5 | 6.0 |
| // 8 | 0.27 | 1.04 | 10.5 | 5.5 |
| // 11 | 0.86 | 1.05 | 21.0 | 13.5 |

る heterogeneity にマトリックス中の Cr および Ni が影響を与えていると考えられる。

3.2 不完全焼入組織とその衝撃特性

SC 材の焼入深度は、前記の理由で Ni, Cr の複合添加によつてその相乗効果以上のものが得られるが不完全焼入組織のものは、とくに衝撃特性¹⁰⁾に影響があらわれる。この観点から不完全焼入組織と衝撃特性および成分の関係を調べた。

3.2.1 扁平ジョミニ試験片の組織変化

試験片は 10×5×115×100mm の扁平ジョミニ試験片を用い、これに適合するジョミニ試験機を試作して実験を行なつた。なお実験方法は JIS の方法に準じておこないオーステナイト化温度は 840°C とした。

本試験片で得られた組織変化を比較すると、(Fig. 略) Steel 3 と Steel 8 ではパーライトおよびパーライトの開始線はあまり大きな差が認められない。これにくらべて、Steel 6 と Steel 11 との間には、とくにパーライトの変態開始線に非常な差が認められる。この事実は焼入性の項で述べた Ni と Cr の相乗作用以上の効果がパーライトの核生成速度に認められるという実験事実と一致する。

またパーライトの変態開始線も冷却速度の遅い範囲で核生成速度が遅くなることを示しており、パーライトについても幾分同様な効果が存在することを示している。

3.2.2 衝撃特性

以上のような組織変化を示す試験片を、650°C×1hr の焼戻しを行ない水冷面より平行に衝撃試験片を切出して衝撃特性を調べた。試験片は 10×3.7×55mm で水冷面に平行に 2mm の V 切欠を付けたものである。なお試験温度は、常温、-40°C で行なつた。

その結果、不完全焼入組織が増加するにつれて衝撃値が低下する。常温の衝撃値はパーライトの範囲ではその低下がゆるやかであるが、パーライトの出現で急激に低下する。10, 30, 50% の不完全焼入組織を有する場合の常温および -40°C の衝撃値におよぼす Ni, Cr の影響を Fig. 2 に示す。

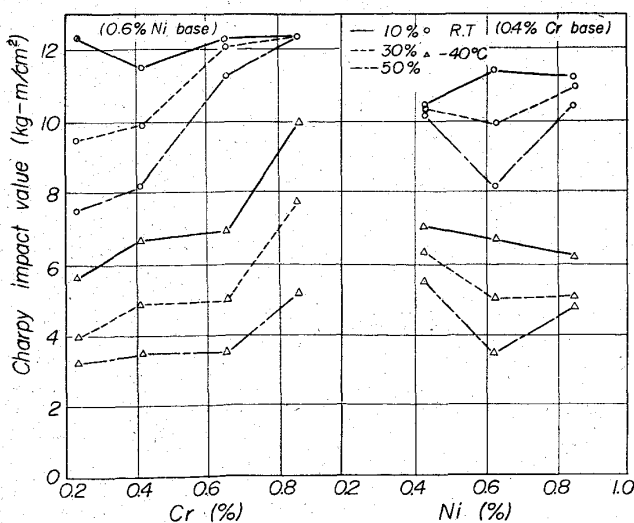


Fig. 2. Effects of Ni and Cr contents on impact value of 10, 30 and 50% unhardened specimens.

Cr の影響は、全般にその衝撃値を上昇せしめる。不完全焼入組織との関係は、10%変態の低 Cr 域では組織の変化が大きく、上部および下部パーライトの混在した組織を示すが、Cr が多くなると下部パーライトのしめる割合が大きくなるため常温、-40°C とともにその衝撃値は上昇する。50%変態では、低 Cr 域でパーライト、パーライトの混在組織であり、Cr が増加するとパーライトのみの組織に移行していくが、本実験の範囲では上部パーライトがほとんどをしめるために常温の衝撃値はかなり上昇するのに対して、-40°C ではその上昇があまり大きくない。この事実は、その遷移温度が Cr の添加によつて低下すると考えられるけれども、その程度は常温の衝撃値の上昇ほどではないことを示唆している。Ni 1% ベースは Ni 0.6% ベースにくらべて、その衝撃値レベルは低くなつてはいるが、その傾向は一致している。(Fig. 略)

Ni の影響はその変態組織が Ni 量によつてあまり変化せず、しかもその水冷端からの組織変化が割合大きい。したがつて Ni の含有量との関係はあまりはつきり認められないが、やや低温の靱性が低下するようである。

4. 結 言

機械構造用炭素鋼の焼入特性ならびに不完全焼入組織の衝撃特性におよぼす少量の Ni, Cr の影響について調べた結果を要約すると、

1) 焼入性倍数は Ni, Cr の複合添加によつて共存元素の相乗効果以上の効果を示すが、その一番大きな要因はパーライトの核生成速度に対する影響にあると推論される。パーライトの核生成についてもほぼ同様な効果が存在する。

2) したがつて不完全焼入組織は、Ni, Cr の添加によつてパーライト域の遅滞が大きくあらわれ、衝撃値は組織と共に変化してゆき、全般に常温の衝撃値は主としてパーライトの混在で、また -40°C の衝撃値はパーライトの混在で低下する。衝撃値は全般に Cr の添加量と共に増加する傾向を示し、Ni は衝撃値にはあまり大きな影響があるとはいえない。

文 献

- 1) 吉松, 河田, 荒木, 中川: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 559
- 2) J. GLEN: Symposium on the Hardenability of Steel, (1946), p. 356
- 3) E. SCHEIL & A.L. WEISE: Arch Eisenhüttenw., 11 (1937), p. 93
- 4) R. W. PARCEL & R. F. MEHL: J. Metal, (1952) July, p. 771
- 5) C. S. SMITH & L. GUTTMAN: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min. Met. & Pet. Eng., 197 (1953), p. 81
- 6) P. L. CRUZIN: Influence of Mn on the Self-Diffusion of Iron in the Iron-Nickel System (1955), p. 350
- 7) J. H. FRYE JR et al.: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min. Met & Pet. Eng., 218 (1960), p. 473
- 8) G. R. SPEICH & M. COHEN: Ibid, 218 (1960),

p. 1050

- 9) R. I. ENTIN: Decomposition of Austenite by Diffusional Process: Ibid, (1962), p. 295
- 10) 例えば, 津谷: 日本金属学会誌, 22 (1958), p. 497

(115) 低炭素薄鋼板の温間曲げ加工について

東洋製缶, 東洋鋼板, 総合研究所
工博 周藤 悦郎・○斧田 一郎

On the Warm Bending of Low Carbon Steel Sheets.

Dr. Etsuro SHUTO and Ichiro ONODA.

1. 緒 言

最近のブリキ原板は薄くかつ硬いものが要求される傾向にあり, これと同時に連続焼鈍法が採用されるようになってきた。しかし通常の成分の低炭素鋼板の連続焼鈍ではテンパー度 5 (T5: ロックウェル表面硬度 (HR 30 T) 62~68) 以上のものは得がたい。P 添加鋼では T6 (HR 30 T, 68~73) は得られても品質上のばらつきが大きい。また 2 回圧延による方法や不完全焼鈍による方法²⁾も開発中であるが, 十分な延性が伴わない欠点がある, A₁ 点以上の 2 相領域から 200°C 付近に焼入れすることによって T6 を得る方法も研究されているがまだ実用化にはいたっていない。このような点から T5 以上の硬度の原板を得る新方法の開発が望まれている。そこで著者らは青熱脆性温度範囲での加工が鋼を強化する現

象³⁾に着目して, 連続焼鈍の冷却過程で温間曲げ加工を与える実験を行なつところ通常成分の低炭素鋼板でも T5 以上が得られることを見出したので, 次に報告する。

2. 試料と実験方法

試料はリムド鋼冷却板 7 種類で, その組成などを Table 1 に示した。ここで材質の影響に関する実験以外はすべて A 鋼を用いた。試片の大きさは 50×200mm である。

焼鈍サイクルは均熱温度まで 60sec で加熱し, 48sec の均熱の後曲げ加工温度まで 60sec で冷却し, 加工後は衝風冷却を行なつた(サイクル I)。硬度増加を期待してこの 1/2 の時間で焼鈍した場合もある(サイクル II)。焼鈍には水平管状炉を, 曲げ加工にはロール 1 本を内蔵した Pb-Bi 浴を使用し, 試片は 5sec に 3 回の割合で繰り返し曲げられた。なお各試片の中央部に熱電対を溶接してその温度変化を電子式温度記録計に記録した。連続焼鈍は空気中で行なつたため, その酸化を防止するため, あらかじめ Cu メッキし, 熱処理後稀塩酸溶液でメッキを除去してからロックウェル表面硬度 (30 T) を測定した。この後圧下率 2% で調質圧延, 250°C×10sec の歪時効を行なつて電気錫メッキ相当の履歴を与えた。

3. 実験結果

3.1 曲げ加工温度, 時間の影響

サイクル I で均熱温度は 700°C とし, 冷却過程の 100°~500°C 間の 7 水準の温度で 16mm φ ロールを使用し, 10, 30, 60sec 間曲げ加工を行なつた。また上記と同一条件で浴中に保持した試料も作成した。これらの硬度を測定した結果を Fig. 1 に示した。100°C, 10sec

Table 1. Check analysis and the mechanical properties of the specimens after bending with a 26mmφ roll or holding for 5 sec during cooling from 680° to 300°C. (Cycle II)

| Steel | C % | N % | Treatment | Hardness (H _R 30 t) | | Tensile properties(After the treatment) | | | |
|-------|------|--------|-----------------|--------------------------------|------------------------------|---|-----------------------------------|----------------|----------------------------|
| | | | | After the treatment | After 2% skin pass and aging | Tensile strength (kg/mm ²) | Yield point (kg/mm ²) | Elongation (%) | Yield point elongation (%) |
| A* | 0.03 | 0.0013 | Bending Holding | 62.2 53.3 | 65.0 60.8 | 40.7 36.2 | 40.1 33.5 | 25.0 39.0 | 7.5 10.7 |
| B** | 0.03 | 0.0021 | Bending Holding | 63.4 56.6 | 65.8 62.6 | 43.7 38.6 | 41.3 34.3 | 25.6 38.0 | 5.7 8.2 |
| C** | 0.04 | 0.0031 | Bending Holding | 64.1 58.2 | 66.6 61.8 | 42.1 37.8 | 40.3 34.5 | 23.5 27.3 | 6.7 9.4 |
| D** | 0.05 | 0.0026 | Bending Holding | 64.9 59.7 | 67.6 64.2 | 43.1 38.3 | 41.5 35.6 | 22.4 29.9 | 6.2 7.4 |
| E** | 0.06 | 0.0033 | Bending Holding | 65.4 55.6 | 66.8 63.4 | 42.9 37.0 | 41.1 32.9 | 26.1 36.5 | 6.0 8.1 |
| F** | 0.07 | 0.0020 | Bending Holding | 61.3 59.5 | 64.3 62.8 | 40.7 39.1 | 37.7 36.5 | 26.3 27.0 | 4.9 9.5 |
| G** | 0.08 | 0.0096 | Bending Holding | 65.7 63.0 | 68.8 65.8 | 47.5 45.2 | 42.5 40.8 | 20.3 27.8 | 5.4 8.4 |

Note * P: 0.021%, S: 0.012%, thickness: 0.30mm ** Thickness: 0.~0.24mm