

論 文

UDC 669.14.018.295 : 669.14-415 : 539.412.015 : 539.52

高張力鋼板の強度と延性におよぼす各種強化法の影響

白沢 秀則*・小林 洋^{2*}・自在丸 二郎*

The Effect of Various Strengthening Methods on Ductility of High Strength Steel Sheets

Hidenori SHIRASAWA, Hiroshi KOBAYASHI, and Jiro JIZAIMARU

Synopsis :

Effects of different strengthening factors such as ferrite grain refinement, solid solution element, pearlite volume fraction, and transformation micro-constituent on ductility were investigated in order to find the most desirable strengthening method for high strength steel with good ductility.

Carbon, silicon, manganese, and chromium contents were independently changed in C-Si-Mn steel. Ferrite grain sizes were varied in the range of $d^{-1/2}=4\sim 10$ by annealing the hot rolled or cold rolled sheets at temperatures between 600°C and 1100°C. Strengthening by solid solution and pearlite volume fraction (carbon content) was investigated at the same grain size. Transformation micro-constituent was continuously changed from ferrite-pearlite to bainite by holding the austenitized sheets in salt bath kept between 300°C and 650°C for long enough to finish transformation. Strength and total elongation of these materials were investigated.

Ferrite grain refining was the most desirable strengthening method because it enhanced strength and elongation. Strengthening by the others were accompanied by decrease in elongation though its degree was different with each other. Solid solution strengthening by Si showed least decrease in elongation, followed by strengthenings by pearlite volume fraction and by solid solution of Mn. Strengthening by the transformation micro-constituent was not desirable for ductility. Solid solution of Cr was not effective in strengthening.

Improvement in ductility by ferrite grain refining is due to the increase in local elongation. Decrease in ductility by the other strengthening methods is largely influenced by the decrease in uniform elongation.

1. 緒 言

一般に鋼の延性は強度の上昇につれて低下する。従来高張力鋼板は溶接性、靱性、などが重視される厚物の構造部材としての使用実績が多いが、薄物において重視される延性についての研究は比較的少ない。とくに、高張力鋼板の延性を強化方式との関連において検討した例は少ないように思われる¹⁾。

ところで、最近の自動車業界では燃費節減と安全性の向上を目的として高張力鋼板が使用されている。この種高張力鋼板を合理的に使用するためには、鋼の強化方式と延性との関係を明確にすることが重要である。

このような観点から本研究では高張力鋼板の代表的な強化方式として、(1)結晶粒の微細化、(2)Si, Mn, Crなどの固溶元素やパーライト(C量)による強化、(3)

ベーナイトなどの低温変態組織による強化をとりあげ、これら強化方式による鋼板の強度-延性バランスを比較し、延性のすぐれた強化方式について検討した。

2. 実 験 方 法

2.1 試料の作製

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。供試鋼は Steel 1 を基準にして鋼中の基本元素である C, Si, Mn および Cr のそれぞれの含有量を単独に変化させたものである。試料はいずれも電解鉄を素材とし、 10^{-3} mmHg の真空中で高周波誘導炉にて溶製した後、鋼製鑄型により 90 kgf 鋼塊とした。その後 1200°C×1 h の均熱処理をおこない、熱間鍛造により 50 mm 厚×240 mm 幅×500 mm 長さの粗鋼板とした。これを 1250°C に再加熱した後熱間圧延をおこない 860°C にて厚さ 4.5 mm の

昭和 51 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 10 月 8 日受付 (Received Oct. 8, 1980)

* (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 1 Kanazawa-cho Kakogawa 675-01)

*2 (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 工博 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of steels (wt%).

| Steel | C | Si | Mn | P | S | Cr | Al | N |
|-------|------|------|------|-------|-------|------|-------|--------|
| 1 | 0.07 | 0.22 | 1.06 | 0.015 | 0.016 | tr. | 0.026 | 0.0052 |
| 2 | 0.11 | 0.22 | 1.11 | 0.014 | 0.015 | tr. | 0.024 | 0.0061 |
| 3 | 0.17 | 0.25 | 1.11 | 0.015 | 0.013 | tr. | 0.030 | 0.0065 |
| 4 | 0.08 | 0.58 | 1.08 | 0.015 | 0.015 | tr. | 0.031 | 0.0065 |
| 5 | 0.10 | 0.86 | 1.06 | 0.016 | 0.014 | tr. | 0.034 | 0.0065 |
| 6 | 0.08 | 1.19 | 1.10 | 0.016 | 0.014 | tr. | 0.041 | 0.0064 |
| 7 | 0.10 | 0.10 | 0.60 | 0.015 | 0.014 | tr. | 0.007 | 0.0059 |
| 8 | 0.08 | 0.19 | 1.50 | 0.016 | 0.014 | tr. | 0.018 | 0.0072 |
| 9 | 0.09 | 0.18 | 1.93 | 0.016 | 0.014 | tr. | 0.016 | 0.0066 |
| 10 | 0.08 | 0.16 | 1.02 | 0.016 | 0.014 | 0.35 | 0.016 | 0.0060 |
| 11 | 0.10 | 0.20 | 1.09 | 0.016 | 0.015 | 0.64 | 0.018 | 0.0069 |
| 12 | 0.08 | 0.20 | 1.08 | 0.016 | 0.015 | 1.05 | 0.022 | 0.0065 |

鋼板に仕上げた。

2.2 結晶粒径の調整

降伏強度は結晶粒の微細化にともなつて上昇する。合金元素の降伏強度への影響を調べるにはそれぞれの元素について降伏強度の結晶粒径依存性を調べる必要がある。

そこで各鋼の結晶粒径をつぎの方法で変化させた。真空中(≒10⁻⁴ mmHg)あるいはアルゴン雰囲気中で700~1100°Cで2h焼なましした後炉冷することによつて結晶粒の粗大化程度の異なる試料を作製した。また、50%の冷間圧延後600~700°Cで2h焼なましした後炉冷することによつて結晶粒が微細化した試料を作製した。その際、再結晶の完了をマイクロビッカース硬度計にて硬度を測定することによつて確認した。結晶粒径は100ないし400倍に拡大した光学顕微鏡組織観察で長さ100mmの直線と交わる結晶粒の数を場所を変えて10回測定し、その平均値から算出した。

2.3 パーライトおよび固溶元素による鋼の強化

鋼の強度-延性バランスにおよぼす固溶元素の種類とパーライト量の影響は結晶粒径を一定にして調べる必要がある。そこで前節の方法によつて各鋼の降伏強度の結晶粒径依存性を調べ、同一結晶粒径での各鋼の強度-延性バランスを比較した。

2.4 恒温変態組織による鋼の強化

恒温変態処理温度を変化させることによつて鋼の組織をフェライト・パーライトからベーナイトまで連続的に変化させて強度-延性バランスを調べた。前述の鋼板から4.5 mm厚×25 mm幅×130 mm長さの試片を採取し、アルゴン雰囲気炉で920°Cに1h保持してオーステナイト化した後、300~650°Cの間の温度に保持したソ

ルトバス中に投入した。そのまま1h保持して変態を完了させた後、水中にて急冷した。これら試片の強度と延性を恒温変態処理温度の関数として求めた。

2.5 引張試験

所定の熱処理をおこなつた後、表裏面を研削して厚さ2 mmのJIS 13号B型試験片を作製した。試験は室温にてインストロン型引張試験機により、引張速度20 mm/minでおこない、降伏強度、引張強さおよび標点間距離50 mmでの破断伸びを測定した。

3. 実験結果

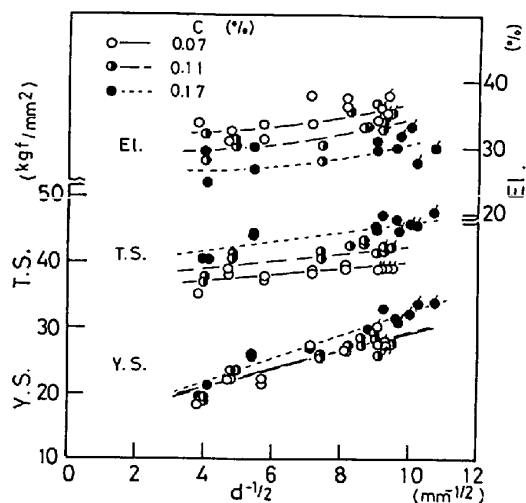
3.1 結晶粒の微細化により強化した場合の伸び

C以外の化学成分をほぼ同一とした鋼(Steel 1~3)の降伏強度(応力-ひずみ線図における下降伏点または0.2%耐力。以下においても同様)、引張強さおよび伸びを結晶粒径の関数としてFig. 1に示す。いずれの鋼においても結晶粒径と降伏強度は以下に示すHall-Petchの関係式²⁾にしたがつて変化している。

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y \cdot d^{-1/2} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 σ_y は降伏強度、 σ_0 は転位の摩擦力、 K_y は材料に依存する定数、 d は結晶粒径である。結晶粒の微細化とともに降伏強度および引張強さは上昇し、伸びもわずかながら増加する傾向が認められる。すなわち、結晶粒の微細化によつて強化した場合には延性も同時に向上することになる。

Si, MnおよびCrの量を変えた鋼についてもFig. 1と同様に結晶粒の微細化とともに降伏強度と引張強さが上昇し、同時に伸びが増加する傾向が認められた。



(○ indicates "Annealed in α -Region" Others indicate "Annealed in γ -Region after Hot Rolling")

Fig. 1. Effect of ferrite grain size on strength and elongation of various carbon steels.

3.2 パーライト量 (C 量) および Si, Mn, Cr 量の増加により強化した場合の伸び

結晶粒径を一定とした場合の降伏強度, 引張強さおよび伸び (いずれも Fig. 1 より最小自乗法によつて読み

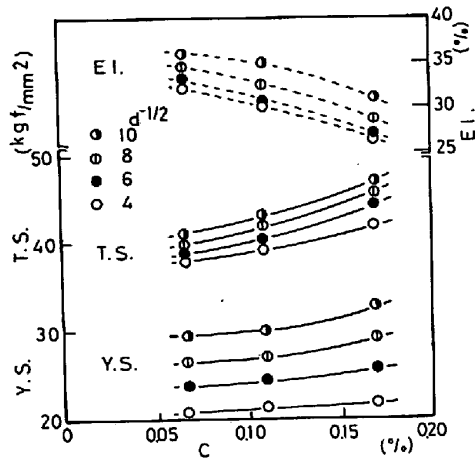


Fig. 2. Effect of carbon content on strength and elongation.

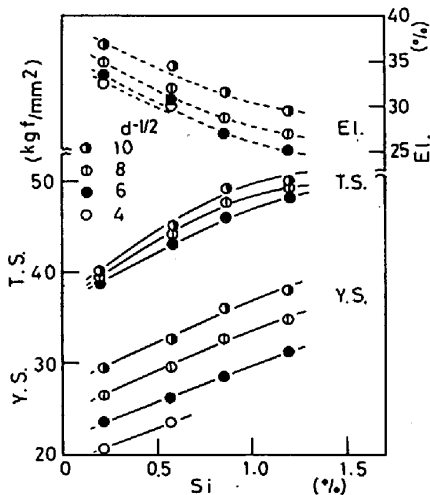


Fig. 3. Effect of silicon content on strength and elongation.

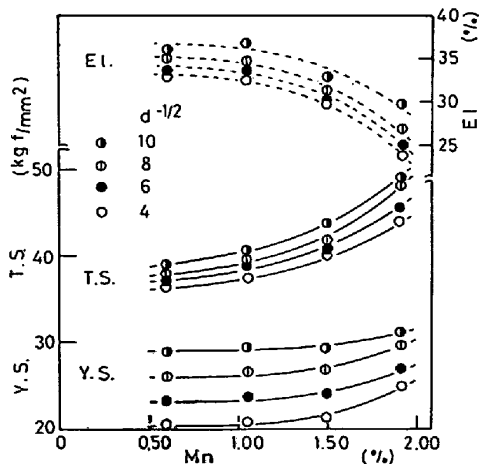


Fig. 4. Effect of manganese content on strength and elongation.

とつた値. Fig. 3, 4 および 5 においても図より読みとつた値で示す.) におよぼす C 量の影響を Fig. 2 に示す. いずれの結晶粒径においても C 量の増加につれて降伏強度および引張強さが上昇し, 伸びが減少している. C 量の増加は降伏強度よりも引張強さの上昇に大きく寄与している. C 量の増加はいずれの結晶粒径においても伸びを大きく減少させる.

Fig. 3 は結晶粒径を一定にした場合の降伏強度, 引張強さおよび伸びにおよぼす Si 量の影響を示したものである. Si 量の増加によつて降伏強度および引張強さは単調に上昇し, 伸びは単調に減少している.

Fig. 4 は結晶粒径を一定にした場合の降伏強度, 引張強さおよび伸びにおよぼす Mn 量の影響を示したものである. Mn は Si と同様に鋼の固溶強化元素であるが, その強度への影響は Si の場合とは異なっており, Mn 量の増加は降伏強度の上昇に大きくは寄与していない. しかし, 伸びは Si の場合と同様に添加量の増加につれて減少している.

結晶粒径を一定にして Cr 量を増加させた場合の降伏強度, 引張強さおよび伸びの変化を Fig. 5 に示す. 前述の C, Si および Mn の場合と異なり, Cr 量の増加による降伏強度と引張強さの上昇および伸びの減少は一義的には認められない. すなわち, 結晶粒径が大きい場合には Cr 量の増加にともなつて降伏強度は低下しているが, これは従来の結果³⁾と一致している. また, 引張強さは Cr 0.64% 以上でいずれの結晶粒径においても低下している.

以上のように, C, Si および Mn 量の増加は降伏強度および引張強さを単調に上昇させ, 伸びを減少させる.

Fig. 6(a)~(c) における破線矢印は各合金元素添加

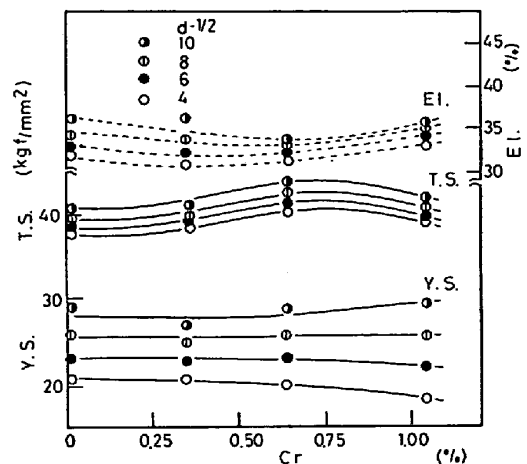


Fig. 5. Effect of chromium content on strength and elongation.

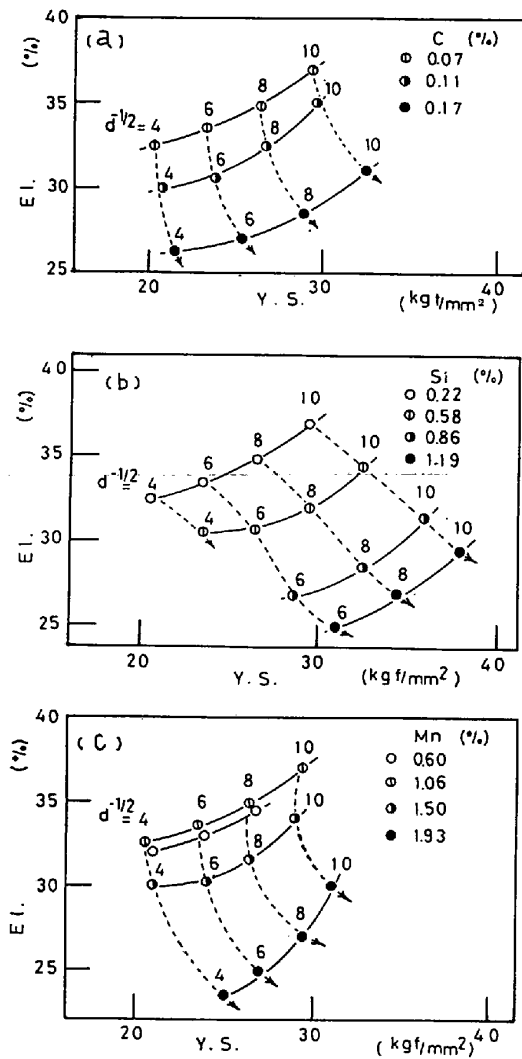


Fig. 6. Effects of ferrite grain size and (a) carbon, (b) silicon, (c) manganese contents on yield strength and elongation.

量の変化による降伏強度-伸びバランスの変化を同一結晶粒径について示したものである。同一材料の結晶粒微細化の場合とは異なり、結晶粒径が同一の場合、いずれの成分系においても合金成分の添加量を増すと、降伏強度の上昇につれて伸びが大きく減少している。降伏強度の上昇にともなう伸びの減少は合金元素の種類によって異なることが注目される。

Fig. 7 は Steel 1 を基準にして C, Si および Mn 量を増加させた場合の降伏強度と伸びの変化を $d^{-1/2}=8$ および 4 について示したものである。Si による固溶強化がいずれの結晶粒径においてももつともすぐれた伸びを与えることがわかる。

3.3 変態組織により強化した場合の伸び

Fig. 8 は C 量が異なる鋼の降伏強度、引張強さおよび伸びを恒温変態処理温度の関数として示したものである。

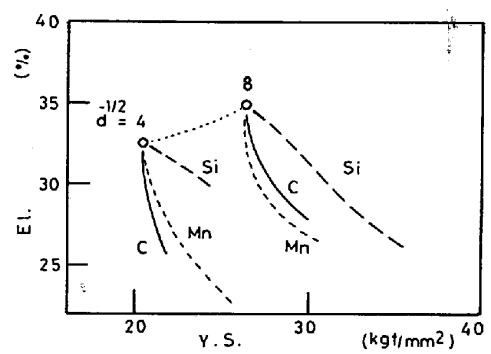


Fig. 7. Relation between yield strength and elongation in strengthening by carbon, silicon, and manganese contents.

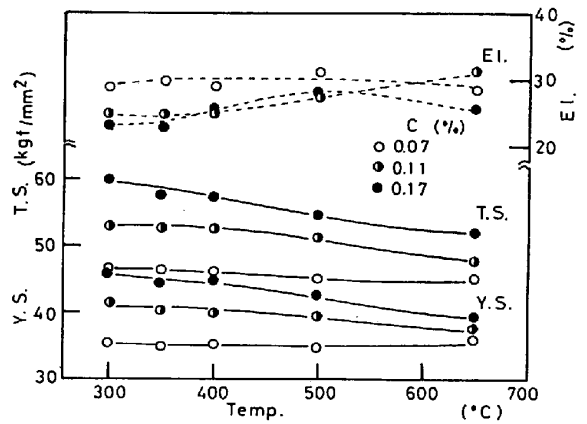


Fig. 8. Effect of transformation treatment temperature on strength and elongation of various carbon steels.

降伏強度および引張強さは恒温変態処理温度の低下につれて上昇している。C量の多い鋼ほど恒温変態処理温度の低下による降伏強度および引張強さの上昇が大きい。

恒温変態処理温度の低下は降伏強度よりも引張強さを大きく上昇させるが、これは IRVINE と PICKERING の結果⁴⁾とも一致している。

0.07% C 鋼と 0.17% C 鋼の恒温変態処理温度の低下にともなう組織変化を Photo. 1 (a) および (b) に示す。

恒温変態処理温度の低下につれていずれもフェライト・パーライト組織からベーナイトが混在した組織へと変化している。同一処理温度では C 量の多い鋼 (0.17% C 鋼) の組織がより微細になっている。

Si 量が異なる鋼の恒温変態処理温度の変化にともなう降伏強度、引張強さおよび伸びの変化を Fig. 9 に示す。いずれの鋼においても恒温変態処理温度の低下につれて降伏強度および引張強さは上昇し、伸びは減少する。引張強さの上昇は降伏強度のそれより大きい。また、恒温変態処理温度の低下による降伏強度と引張強さの上昇は、Si 量の多い鋼ほど大きくなる。

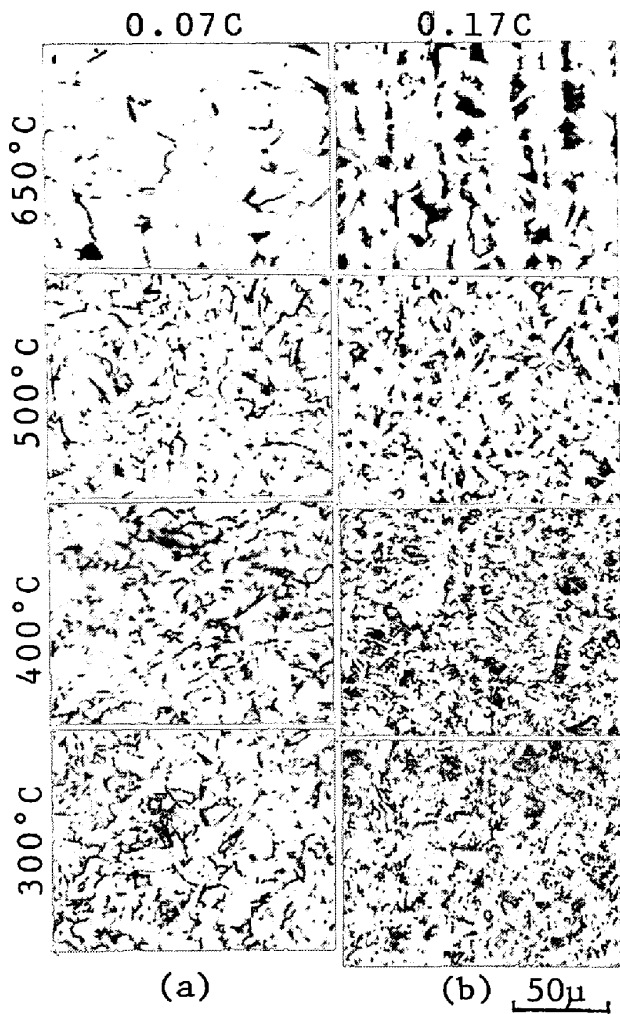


Photo. 1. Effect of transformation temperature on microstructure; (a) 0.07% C Steel, (b) 0.17 % C Steel.

Mn 量および Cr 量の影響についても Si の場合とほぼ同様の結果がえられた。

以上のように、恒温変態処理温度の低下により鋼の降伏強度と引張強さはいずれの元素においても上昇し、伸びは減少する傾向にある。引張強さの上昇量は降伏強度のそれより大きく、また添加量の多い鋼ほど大きい。

Fig. 10 (a) および (b) は C 量あるいは Si 量が異なる鋼を恒温変態処理温度を低下させることによつて強化した場合の引張強さと伸びとの関係を示したものである。

いずれの鋼においてもフェライト・パーライト組織から低温変態生成物を含む組織へ変化すると引張強さが上昇し、それにつれて伸びがほぼ直線的に減少している⁵⁾。C 量あるいは Si 量を増加させたフェライト・パーライト鋼は変態組織によつて強化したより低合金の鋼よりも同一強度レベルでの伸びがすぐれており、変態組織による強化は伸びの減少が大きい。C 量あるいは Si 量が異

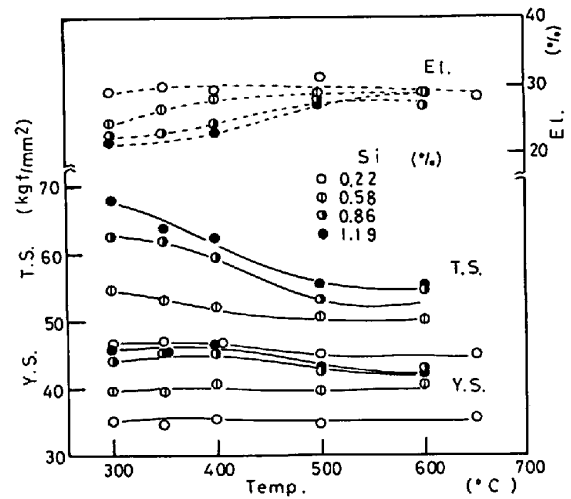


Fig. 9. Effect of transformation treatment temperature on strength and elongation of various silicon steels.

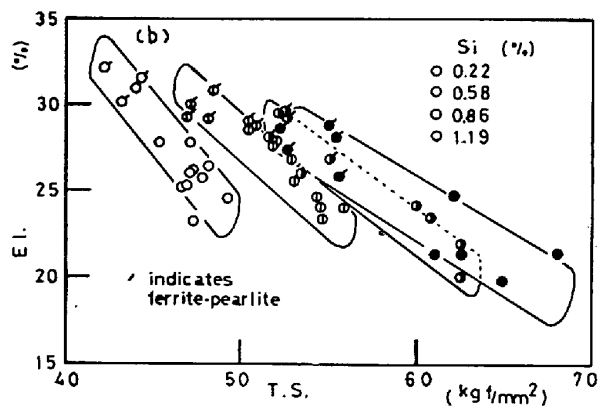
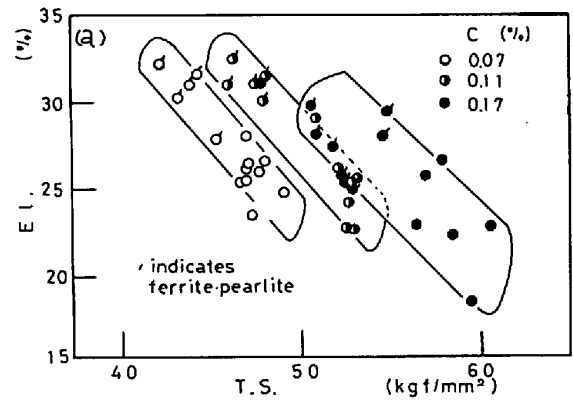


Fig. 10. Relation between tensile strength and elongation of (a) various carbon, (b) various silicon steels strengthened by transformation microconstituent.

なる鋼について認められたこれらの傾向は Mn 量あるいは Cr 量を変化させた鋼についても同様に認められた。

Fig. 11 は C, Si, Mn および Cr の添加量が多量鋼を恒温変態組織によつて強化した場合の引張強さと伸びの変化を Steel 1 を基準にして示したもので

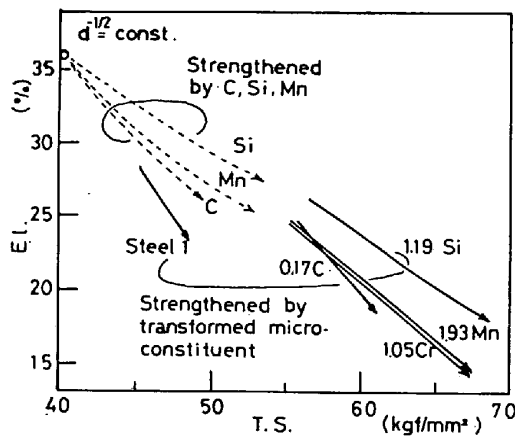


Fig. 11. Comparison of chemical element in strength-elongation balance of steels strengthened by transformation micro-constituent.

ある。同図には結晶粒径を一定にして C, Si および Mn の添加量を増加させることによつて強化したフェライト・パーライト鋼の伸びの変化も模式的に示している。変態組織によつて強化した場合、同一強度レベルでの伸びは高 Si 鋼がもつともすぐれており、これは同図に示したフェライト・パーライト鋼の場合と同様である。また、同一結晶粒径の鋼を変態組織によつて強化した場合の伸びは合金元素量の増大によつて強化したフェライト・パーライト鋼のそれより劣つている。

4. 考 察

4.1 各種強化方式における伸びの変化

引張試験における最大荷重点までの真応力-真ひずみ曲線は一般に次式で近似される。

$$\sigma = K \cdot \epsilon^n \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 σ は真応力、 ϵ は真ひずみ、 n は加工硬化指数、 K は定数である。しかし、実際の焼ならし低炭素鋼の応力-ひずみ線図はしばしば途中で折れ曲がりを示し、低ひずみ側と高ひずみ側では n の値が異なることが報告されている⁶⁾。そこで、本実験の代表的な材料について応力とひずみの両対数プロットにおける直線性を調べた。結果を Fig. 12 に示す。いずれの材料もひずみ約 0.05~0.10 の範囲でよい直線性が認められる。これより、本実験材はこのひずみ範囲内ではフェライト粒径、成分量および組織によらず(2)式が成立すると考えられる。(2)式の成立は、引張試験での最高荷重点までのひずみ(均一ひずみ)が n 値で表されることを意味する。この場合、ひずみ約 0.1 までの直線部分から算出した n 値とそれより高ひずみ域で生じる局部収縮までの一様伸びとは必ずしも一致しないと考えられるが、両者が一致しない場合でも n 値の変化と一様伸びの変化とはよく対

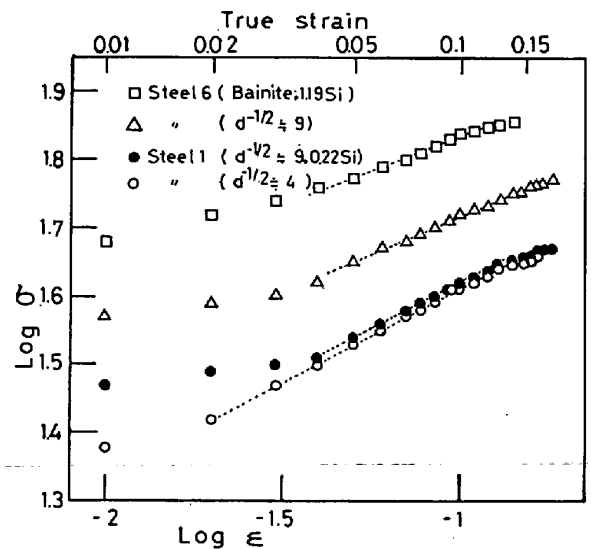


Fig. 12. True stress-true strain curves of various types of steels.

応することが認められており⁵⁾、以下に各種強化方式における伸びの変化を引張試験時の伸び 5% および 10% での応力から算出した n 値の変化から考察する。

4.1.1 結晶粒微細化による伸びの向上

結晶粒の微細化が鋼の延性を向上させることはこれまでいくつか報告されている⁷⁾⁸⁾。

Fig. 12 から認められるように結晶粒径の変化は n 値を変化させない⁹⁾。このことは結晶粒の微細化による伸びの増加が一様伸びよりは、き裂の核生成、合体および破断にいたるまでの局部伸びの増大に起因することを示唆している。

延性き裂の発生は塑性ひずみが集中した場所での転位の運動の難易度に左右される。固溶元素あるいは析出物などによつて鋼の降伏強度が高くなると、転位の運動が困難となり、き裂界面の形成が容易になるため、鋼の延性は低下すると考えられる。しかし、結晶粒の微細化による降伏強度の上昇は転位の摩擦力の増大に起因するものではないのでき裂界面形成の容易さとは直接結びつかず、逆に結晶粒の微細化によつてき裂発生抑制およびき裂の伝播抵抗向上の効果が高まるために伸びが向上するものと考えられる。実際、HAHN ら¹⁰⁾は、粒界は静的破壊過程におけるき裂の伝播をさまたげる作用があることを示している。

4.1.2 パーライト量 (C量) および Si, Mn 量の増加により強化した場合の伸びの変化

$d^{-1/2} = 8$ において C, Si および Mn の量の増加によつて鋼を強化した場合の降伏強度と n 値との関係を Fig. 13 に示す。Si で強化した鋼の n 値は Mn で強化した鋼のそれより常に大きく、強度レベルが高いほどその差

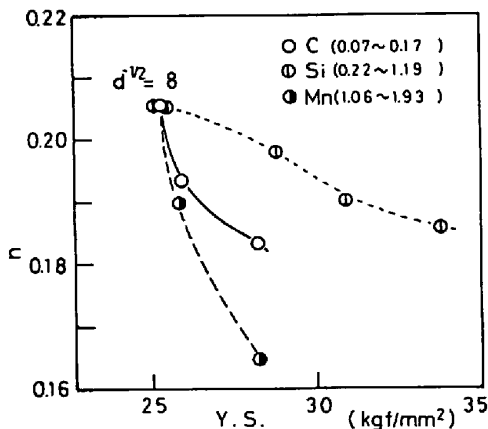


Fig. 13. Effects of carbon, silicon, and manganese contents on yield strength and n value.

は大きくなっている。延性に対する Si と Mn のこのような効果は破壊靱性におよぼすこれら合金元素の効果とは対照的である。

なぜならば、Mn は鋼の破壊靱性を向上させる元素として、いつぼう Si は脱酸剤として使用される場合以外は鋼を脆化させることで知られているからである。

Fig. 13 に示す n 値の変化は Fig. 7 で示した伸びの変化とよく対応しており、パーライト量および Si, Mn 量によつて強化した場合の伸びの変化は一様伸びの変化から説明が可能である。

4.1.3 変態組織により強化した場合の伸びの変化

Fig. 14 は Si 量の異なる鋼を変態組織によつて強化した場合の n 値の変化を示したものである。 n 値の変化は Fig. 10(b) に示した伸びの変化とよく対応している。すなわち、同一成分の鋼の n 値は変態組織による強度の上昇につれて低下する。そしてフェライト・パーライト組織のものと、低温変態生成物を含むものがいずれも同一曲線上にのっている⁵⁾。また、Si 量を増加させたフェライト・パーライト鋼は変態組織によつて強化したより

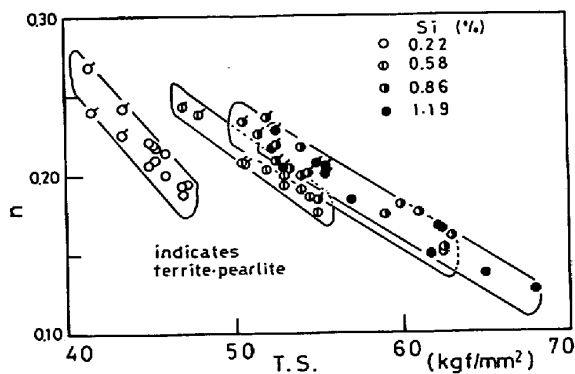


Fig. 14. Relation between tensile strength and n value of various silicon steels strengthened by transformation micro-constituent.

低合金の鋼よりも同一強度レベルでの n 値がすぐれている。変態組織による強度上昇にともなう伸びの減少と n 値の低下との対応はいずれの合金元素においても認められた。

以上より、変態組織により強化した場合の伸びの減少は一様伸びの減少から説明できる。

5. 結 言

結晶粒の微細化、パーライト量の増加、Si, Mn, Cr の固溶元素量の増大あるいは変態組織によつて強化した高張力鋼板について強度と伸びとの関係を調べた。その結果、高張力鋼板の伸びは強化方式によつて大きく左右されることが明らかになった。以下にその結果を要約する。

(1) 結晶粒の微細化は強度と伸びを同時に向上させるので、高延性の高張力鋼板をうる上でもつとも好ましい強化方式である。しかし、この方式は降伏強度の向上には効果があるが、引張強さの向上効果はあまり期待できない。

(2) パーライト量, Si, Mn あるいは Cr の固溶元素量の増大および変態組織による強化をはかつた場合、いずれも強度の上昇とともに伸びは減少するが、その程度は強化方式によつて異なる。伸びの減少は Si による固溶強化がもつとも小さく、ついでパーライト量の増加および Mn による固溶強化の順であり、変態組織による強化は伸びにとつて望ましくない強化方式である。Cr による固溶強化は本実験の範囲内では降伏強度および引張強さの上昇量が小さく有効な強化方法とはいえない。

(3) 結晶粒微細化による伸びの向上は主として局部伸びの向上によるものである。いつぼう、パーライト量 Si, Mn 量の増加および変態組織による強化にともなう伸びの減少は n 値の低下とよく対応していることから、主として一様伸びの減少によるものと考えられる。

おわりに本研究結果の検討に種々御援助いただいた当社中央研究所主任研究員浅野和彦博士に深甚なる謝意を表します。

文 献

- 1) 増井浩昭, 武智 弘: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 118
- 2) N. J. PETCH: JISI, 173 (1953), p. 25
- 3) 小林 洋, 白沢秀則, 自在丸二郎: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 685
- 4) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 201 (1963), p. 944
- 5) 青木孝夫, 金尾正雄, 荒木 透: 鉄と鋼, 54

-
- (1968), p. 433
- 6) *W. B. MORRISON*: *Trans. ASM*, 59 (1966), p. 824
- 7) *J. R. Low, Jr.*: "Relation of Properties to Microstructure", *ASM*, Cleveland, (1954), p. 163
- 8) *J. F. KNOTT* and *A. H. Cottrell*: *JISI*, 201 (1963), p. 249
- 9) *F. B. PICKERING*: "Toward Improved Ductility and Toughness", (1971), Kyoto, Japan, p. 9
- 10) *G. T. HAHN*: In "Fracture", (1959), p. 91 [MIT, Willey, New York]
-