

(討23) フェライト・パーライト鋼の組織制御による延性付与 (高Si-Mn-Cr系鋼)

新日本製鉄(株)基礎研究所 ○今村 淳、早川 浩

1. 緒言

速水 哲博

最近、実験安全車あるいは対米輸出安全車用として高延性高強度冷・熱延鋼板の要請が強く、これに
応えて成分、組織など冶金学的特徴のある高延性高強度鋼をえた。この鋼は高Si-Mn-Cr系で、組織と
しては等軸微細フェライト粒と等方的に均一分散したパーライトで構成されている。一般に高張力鋼の
延性向上で、均一伸び、くびれ伸びを同時に改善するのは困難であるが、上記鋼は、くびれ伸びを現用
鋼の上限に維持したまま均一伸びを大幅に改善した強度・延性のバランスにすぐれ、かつ強度、延性の
異方性もない。これらの特徴に及ぼす成分、組織因子との関係を加工硬化挙動の特徴として捉え、フェ
ライト・パーライト鋼の組織制御による、延性向上指針をえたのでその結果を報告する。

2. 実験方法

溶製：C 0.002~0.23C%、Si 0.3~3.0%、Mn 0.01~2.0%、Cr 0~1.5% の各種高Si-Mn-Cr
鋼および比較鋼を真空溶解により溶製し、20kgの鋼塊とした。(S<0.01%, P<0.01%)

熱延：粗圧延(20mm)、仕上圧延(6mm)いずれも1,250℃加熱、930℃仕上りの熱延条件とした。

引張試験：JIS14号A試験片(丸棒)、インストロン型試験機を用い、歪速度($\dot{\epsilon}$) $2.6 \times 10^{-4}/\text{sec}$ で
試験した。n値は10%~15%2点法で評価した。また変形曲線指数則($\sigma = K\epsilon^n$)の対数プロットから、
平均加工硬化指数(n)、真応力(σ)—真歪み(ϵ)曲線から加工硬化率($\frac{d\sigma}{d\epsilon}$)を求めた。

組織観察：金属組織の観察、レプリカ法によるパーライトの形態観察などは通常の方法によった。

3. 実験結果

(1) 高Si-Mn-Cr鋼の特徴

(a) 強度と延性

図1は50~80kg/mm²の強度の市販Si-Mn鋼(Nb, V, Tiなどによる析出強化型鋼も含む)と高Si-Mn-Cr
系鋼の強度・延性の関係を示す。横軸は全伸び、縦軸は伸び(全伸び、均一伸び、くびれ伸び)を表わ
す。45°の直線は全伸びと強度の関係、プロット点は均一伸びと全伸びの関係を示す。通常Si-Mn(●)、
高Si-Mn-Cr(x)に層別される。全伸び=均一伸び(ϵ^*) + くびれ伸び(ϵ_l)の関係から図のようにくび
れ伸びが決る。図示した各鋼種の強度レベルから、強度・延性の関係が高Si-Mn-Cr系において著しく
すぐれ、特に高強度側の延性向上の著しいことが判る。延性差の特徴は、通常Si-Mn鋼が強度増にと
もない均一伸び、くびれ伸びいずれも低下するのに反し、60kg/mm²以上において高Si-Mn-Cr鋼がくび
れ伸びを通常Si-Mn鋼上限に維持し均一伸びを
通常Si-Mnに較べ大幅に改善しているところにあ
る。これを強化機構の面からみると、通常Si-Mn
程度の固溶強化、またはその析出強化型では延性
に多くを望めないことを示す。

(b) 成分、機械的性質、金属組織

高Si-Mn-Cr鋼の成分は既に報告した¹⁾ように、
Si>0.7%, Mn>0.7%, かつSi/Mn成分比~1.0とし
Cr<0.5%, C<0.15%に規成される。このように
して図1のようなすぐれた強度・延性のバランス
をもつ特徴的高強度鋼をうる。図2に、50kg/mm²

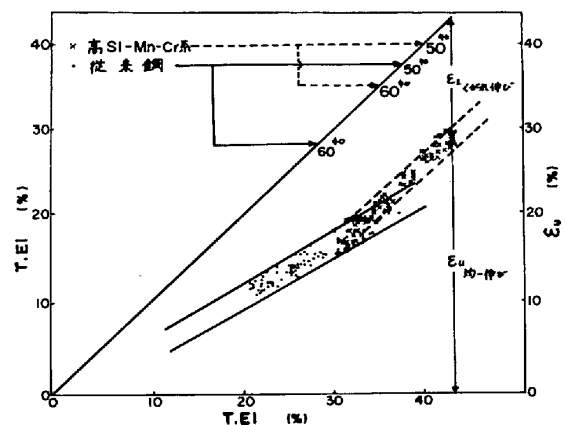


図1. 高Si-Mn-Crと通常Si-Mn鋼の強度延性

級最適成分 (0.1C-1Si-1Mn-0~0.5Cr) の機械的性質を示す。従来鋼に較べ抜群の性能を示し異方性もない。しかし、Cr ≥ 1% では、延性の劣化は著しく、異方性も現れる。

写真1は、図2の各試料の顕微鏡組織である。Cr ≤ 0.5% の各試料はいずれも等軸微細フェライト粒と均一に分散したパーライトよりなる等方的な組織を示し、前述の機械的性質(すぐれた延性、異方性解消)とよい対応がある。一方、Cr ≥ 1% ではパーライトの粗大化、分率増、さらにベイナイト相の混入などが急激に現れ、延性の劣化、異方性の発生と対応している。上記各試料のパーライト形態をレプリカ法により電顕観察すると、Cr 無添加材には板状の粒界セメンタイトが若干みられる。Cr の増加(≤0.5%)とともに粒界セメンタイトは消失し、セメンタイトが薄く(薄片化)またはほそくなり(針状化)、フェライト相の層間隔は拡大する傾向がある。この特徴ある形態の変化はパーライトの変形能を助長し、破壊核抑制に有利と推察される。写真2は電解抽出セメンタイトの電顕写真である。通常 Si-Mn 鋼のセメンタイトは高 Si-Mn-Cr に較べ厚く、針状のものは少ない。一方 Cr > 1% では、セメンタイトの薄片化、針状化は促進されるもののフェライト相の層間隔は狭くなり、パーライト分率増がドメイン(セメンタイトの生長方向の同じ領域)の数、コロニーサイズを大とし変形能低下、破壊核生成促進の原因を作っている。この傾向は図2の全伸び、絞り値に現れている。このようにフェライト・パーラ
ならずパーライトの変形能や破壊核抑制と関連するものと思われ、パーライト量のほか、特に形態の改善が必要なことを示唆している。その意味で0.5%以下のCrの添加は有効である。Crがセメンタイト中に多量に固溶し、セメンタイト核生成、成長に重要な役割を果たすためと思われるが、連続冷却中のパーライト形態変化に及ぼす炭化物形成元素(Cr, Mn)およびSiの役割を明らかにする必要がある。写真3に60kg/mm²級高Si-Mn-Cr鋼と、ほぼ同じ強度の通常Si-Mn鋼の組織を示す。両者はバンド組織の有無で特徴づけられる。S/Mn成分比ほぼ1の場合に効果は極めて大きく、組織の等

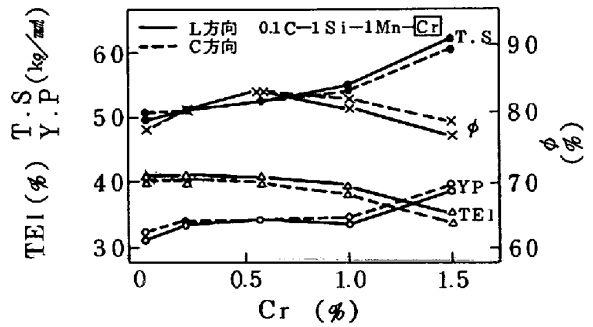


図2. 最適成分系の機械的性質

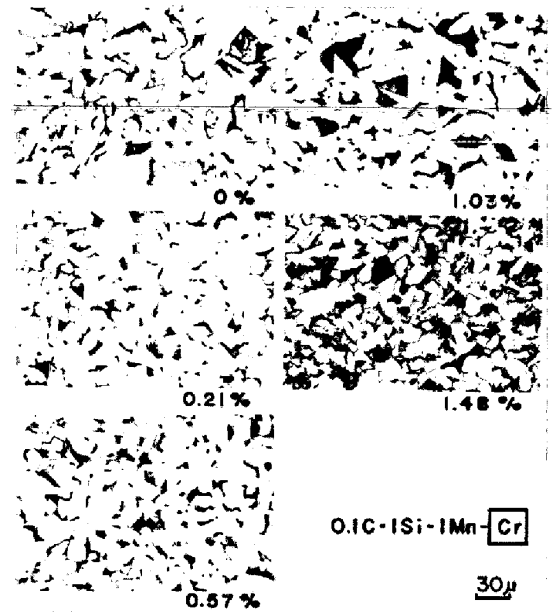
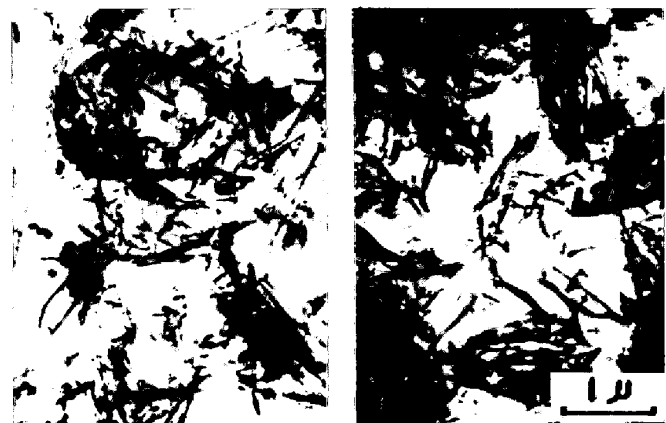


写真1. 最適成分系の金属組織 (Crの影響)



高 Si-Mn-Cr

通常 Si-Mn

(0.1C-1Si-1Mn-0.5Cr)

(0.1C-0.3Si-1Mn)

写真2. 電解抽出セメンタイトの形態比較

方化、微細化のほかバンド組織抑制と密接に関係する。通常Si-Mn鋼にしばしばみられるバンド組織は、Mnなどのマイクロ偏析が原因であるといわれている²⁾。バンド組織の解消に高温再加熱(>1300℃、短時間³⁾)が試みられたり、Mnを低減してSi、Crを多量に添加するなどの方法があるが、それらの機構はよく判っていない⁴⁾。Si/Mn成分比規制がバンド組織解消のポイントとなる理由も明確でないが、連続冷却の際の炭素凝集におよぼすSiとMnの相反する作用のため、これら両元素の適当な組合せ如何でバンド組織が抑制されるとの定性的考え方もある⁵⁾。等方的微細組織生成、バンド組織解消の成因解明は重要な課題である。

(2) 高Si-Mn-Cr鋼の加工硬化特性

(a) 平均加工硬化指数

図3は $\log \sigma - \log \epsilon$ の関係を示す。均一伸び範囲で通常Si-Mn鋼は、一定のnで変形し指数則をほぼ満たす。高Si-Mn-Cr鋼は低歪み($\epsilon < 0.04$)域で通常Si-Mnとほぼ同じnで変形するが、 $\epsilon \geq 0.04$ でnの急増が起る。この急上昇が、すなわち均一伸び増大を意味する。3% Si-Feが類似の傾向を示すことからSi固溶フェライト相の効果と推察される。3% Si-Fe単結晶の低歪み変形域では転位は直線的で、タングルしにくく、セル形成が純鉄に比し遅れ、セルサイズも細かいなどの観察例⁶⁾⁷⁾があり、変形初期には交叉亡りの抑制が予想される。

(b) $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$, σ の変化と成分, 組織

(1) (b)で示した高Si-Mn-Cr系鋼の金属組織におよぼす添加元素の影響をまとめると次のようである。

C: パーライトの増加

Si: A_{r3} 上昇元素として作用し、フェライト粒の微細等軸化促進、フェライト量増加

Mn: セメントナイト中に固溶し、パーライト量の増加

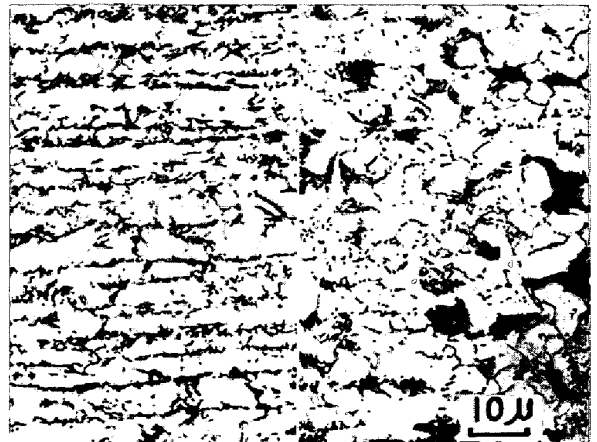
Cr: 0.5%以下では、パーライト量ほとんど不変、セメントナイトに固溶し薄くまたは細かくする。

1%以上では、パーライト量大幅増加、ベイナイト組織生成、パーライトコロニーサイズ、ドメイン数を増やす。

Si/Mn: ほぼ1とすることにより微細均一分散組織とし、バンド組織を解消する。

このような組織への影響を考慮した上で、 $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ におよぼす効果を成分の影響として間接的に調べ、均一伸び改善指針を抽出した。

図4はSiとMnの影響を示す。通常Si-Mnと高Si-Mn-Crの差はSiの効果を示し、Si固溶強化、フェライト粒の微細化と対応する。一方、パーライト変形域と思われる中後期の異常に高い $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$



通常Si-Mn (Si/Mn 0.42) 高Si-Mn-Cr (Si/Mn 0.86)
写真3. 通常Si-Mn, 高Si-Mn-Cr鋼の組織

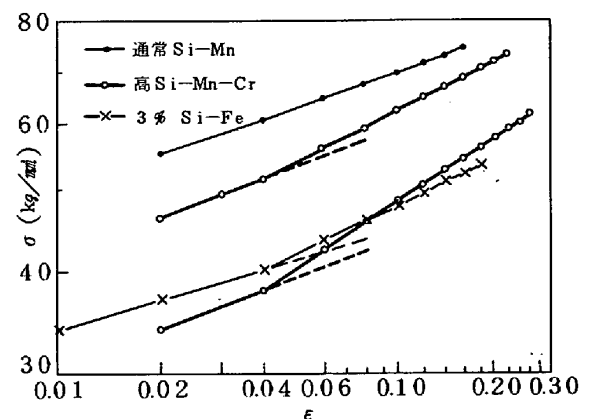


図3. 各種鋼の $\log \sigma - \log \epsilon$ の関係

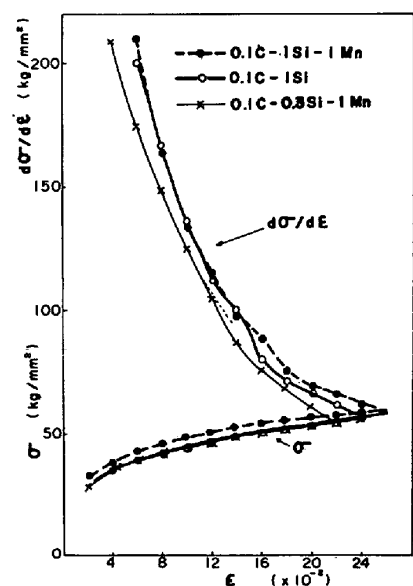


図4. 加工硬化とSi, Mn

の持続はパーライト量差（ほぼ同じ）とは考えられず、高Si-Mn-Cr鋼のパーライト中のSi固溶フェライト相の効果を含めパーライトの変形能が関与していると思われる。

次に高Si-Mnと高Si鋼との差はMnの影響である。上と同様パーライトの量、変形能の関与を示唆する。図5、6はCrの影響である。0.25%Cr添加により $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ は高Si-Mnを上廻る。 $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ はパーライト変形域でのみ増え、パーライト量

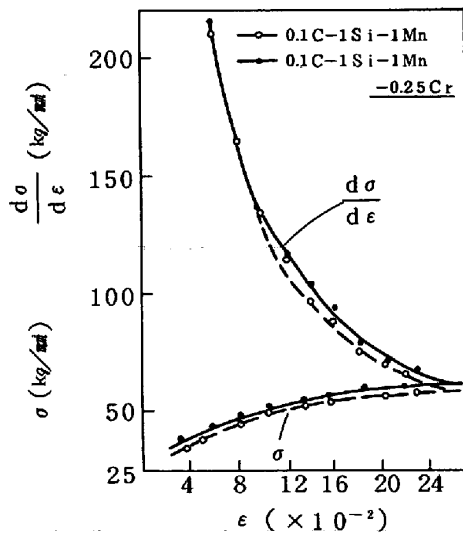


図5. 加工硬化とCr(0.25%)

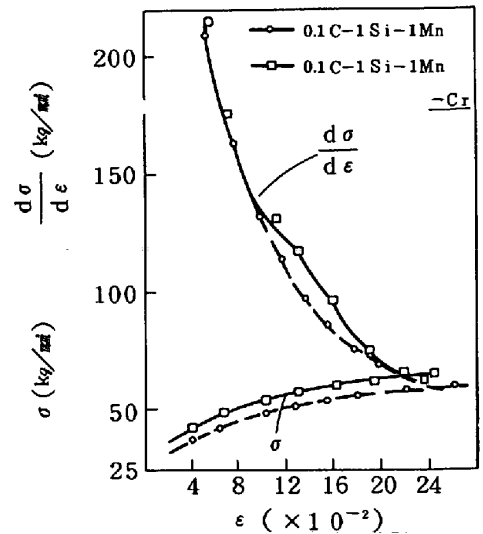


図6. 加工硬化とCr(1.0%)

に差がないため、この増加は、パーライト形態改善による変形能助長効果であろう。図6の1%Cr添加材はパーライト量の増加、組織の変化と対応して後期変形域で $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ は急低下する。パーライト形態改善の重要性を示唆する。図7はCの影響を通常Si-Mnと高Si-Mn-Cr鋼と対比して示す。高Si-Mn-Cr鋼では $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ の差は変形中期でわずかに現れる程度で差はない。従ってσの低い低C系（パーライト低減）は均一伸び改善に有効である。通常Si-Mn鋼ではフェライト固溶C量とパーライト量に影響し、低C化してもσ、 $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ とも下降し、改善されない。これに対して上記高Si-Mn-Cr系ではSi固溶によりフェライト中のC排出作用があり、C添加量の多少の違いでは固溶Cに差がなく、そのため初期変形域（フェライト粒の変形域）では $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ が一致するものと推察される。

4. 結 び

(1) フェライト・パーライト鋼のくびれ伸びを現用鋼上限に維持し、均一伸びの大幅改善で強度の割に著しい高延性付与ができる。

(2) それは Si>0.7%, Mn>0.7%, Si/Mn成分比~1, Cr<0.5%, C<0.15% の規制で、組織の微細等方化（バンド組織解消）、パーライト量、および形態改善で達せられる。

(3) 微細等方化は主としてSi/Mn成分比規制によって、またパーライト形態改善（セメントサイトを薄くまたは細かくし、フェライト相層間隔拡大）には、さらに0.5%までのCr添加が必要。

(4) 均一伸びの改善は、組織微細化、フェライト相のSi固溶による加工硬化能改善のほか、パーライト量および均一伸び変形域におけるパーライトの変形能改善の複合効果と推察される。

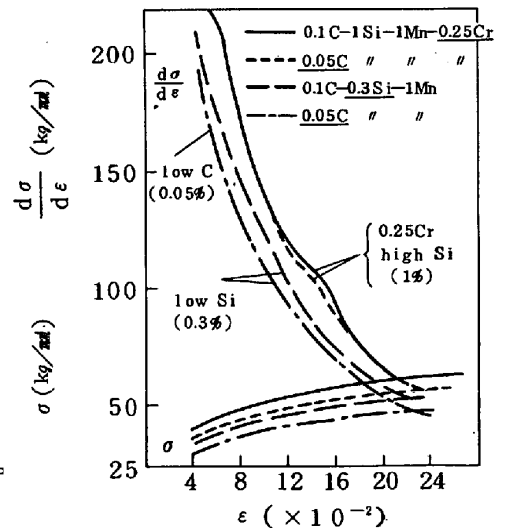


図7. 加工硬化とSi, C

参 考 文 献

- 1) 速水ら：鉄と鋼，60(1974)No4, 335
- 2) E.T.Turkdogan et al: JISI: 208(1970)482
- 3) R.A.Granger: Met. Trans., 2(1971)417
- 4) 岩宮ら：鉄と鋼 51(1965)No11, 2025
- 5) 高石：富士製鉄技報，第13巻第1号1頁
- 6) K.R.Carson et al: Trans. AIME, 242(1968)1413
- 7) E.Furubayashi: Trans. JIM, 9(1968)S939