

変態組織を利用した固溶強化IF鋼の低降伏比化

坂田 敬*・奥田 金晴*・瀬戸 一洋*・小原 隆史*

Lowering of the Yield Ratio in Solution Hardened Interstitial-free Steel
by Employing Transformation Microstructure

Kei SAKATA, Kaneharu OKUDA, Kazuhiro SETO and Takashi OBARA

Synopsis : The employment of the transformation structure by the ($\alpha + \gamma$) intercritical annealing was investigated for achieving advantageous decrement of yield ratio (yield strength / tensile strength) in TS 440MPa grade extra low carbon IF steel with the solution hardening by preferential P addition. The transformed microstructure obtained from dual phase annealing induced remarkable low yield ratio even in the high P-added steel (0.10%P-1.5%Mn-0.5%Si). This phenomena, associated with decrease of yield point elongation of as-annealed steel is attributable to the formation of the low temperature transformed phase, which is classified as the granular bainitic ferrite (α_B) or bainitic ferrite (α_B) with high dislocation density. It can induce the much movable dislocation in ferrite matrix around the second phase. Low yield ratio was obtained even in the high Mn steel (0.04%P-2.2%Mn-0.4%Si). However, progress of γ transformation exhibited considerable increase of both yield and tensile strengths predominantly, which is caused by extremely high distribution of Mn in γ phase. Addition of B also affects the yielding behavior in the intercritically annealed steel. This can be explained by the contribution of B addition on the Mneq. formula.

Key words : cold rolled product ; phase transformation ; strength ; solution hardening ; formability ; intercritical annealing ; IF steel.

1. 緒言

地球環境保護の目的で自動車車体の軽量化が積極的に進められている。これを受けて、従来鋼板なみの高いプレス加工性を維持したうえで、引張強度TSが340-440MPa級の固溶強化型極低炭素IF鋼板が開発されている¹⁻⁶⁾。

これらの加工用高強度鋼板には、優れた深絞り性や延性に加えて、高い強度を維持したうえで降伏応力はできるだけ低くすることが要求される。これは、プレス成形時の弾性回復にともなうスプリングバックを極力防止し、寸法精度を高めるために重要である。しかしながら、固溶強化型極低炭素鋼板においては、降伏応力(または降伏比)を低い値にする手段についてほとんど検討がなされていない。Ushiodaら⁷⁾は、MnとCrを主体に固溶強化することで、Pを主体に強化した鋼より降伏比が低下することを報告している。しかしながらMnやCrはPに比べて単位添加量当たりの強化能が低く、また微量のCとの共存で深絞り性を劣化させる可能性がある⁸⁾。

以上のように極低炭素鋼板において固溶強化機構によって高強度化をはかる場合には、降伏強度(降伏比)の増加も避けられないのが現状であり、今後のさらなる検討が必要と思われる。

著者らはこのような状況に対し、組織強化を利用した降伏比の低下が極低炭素鋼においても可能であるかどうか検

討した。組織強化を利用した例としてはOkadaらの報告がある⁹⁾。これは、NbとBを複合添加した極低炭素鋼を2相域で焼鈍したもので、アシキュラーフェライトによる組織強化を利用して強度上昇をはかっている。これはBのオーステナイト粒界への偏析に加えて、固溶Nbによるフェライト/オーステナイト界面の移動抑制効果いわゆるSolute Dragging効果¹⁰⁾により、フェライト変態が抑制することに起因している。ただし降伏比は76%と高く、組織強化は降伏比を上昇させることになる。また、(極)低炭素鋼の変態組織、特にベーナイト組織については多くの検討がなされている¹¹⁾が、プレス成形性との関連で降伏比に着目した研究はないようである。

著者らは、極低炭素鋼においても2相域焼鈍中における固溶元素の2相分配を最適化すれば降伏比を下げられる可能性があるものと考え種々の検討を行った。その結果、TS=440MPaクラスの固溶強化鋼において、固溶元素と2相域焼鈍の温度を限定することにより、Pを0.10%程度まで比較的多量に添加した場合でも、深絞り性をあまり劣化させずに降伏比を下げるのが可能であることを見出した。

2. 実験条件

供試鋼の化学成分をTable 1に示す。いずれも実験室的に溶製した真空溶解鋼である。Steel 1をTS=440MPa鋼のべ

ース鋼⁴⁾とし、Steel 2はほぼ同一の強度となるように、PとMnを置換したもので、Steel 3はさらにPをMn、Siで置換したものである。なお、Steel 1～3でBを約0.0015%添加したのは、粒界強度の低下により引き起こされるいわゆる2次加工脆化を防止する目的である¹²⁾。一方Bの添加は同時に焼鈍中のフェライト変態を抑制し変態組織の形成に影響を与える可能性がある。そこでSteel 4～6では、Steel 3をベースにTi、B量の値を変化させた。以上の成分の鋼を実験室的にFig. 1の加工熱処理を施して、冷間圧延-再結晶処理後の特性評価に供した。焼鈍はアルミナ微粉末流動層式の炉

Table 1. Chemical composition of the steels used in this study. (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	Ti	B
1	0.0021	0.49	1.49	0.096	0.040	0.0015
2	0.0019	0.51	1.83	0.050	0.037	0.0016
3	0.0025	0.33	2.15	0.041	0.031	0.0014
4	0.0030	0.30	2.20	0.035	0.077	<0.0002
5	0.0019	0.30	2.23	0.030	0.029	<0.0002

Others: Al=0.025-0.031%, S=0.003-0.004%, N=0.0019-0.0025%, Nb=0.005-0.012%

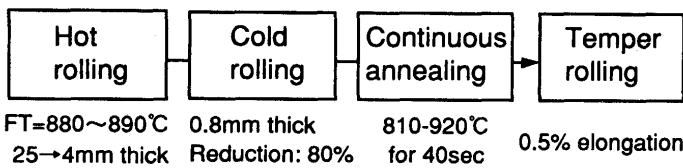


Fig. 1. Experimental procedures.

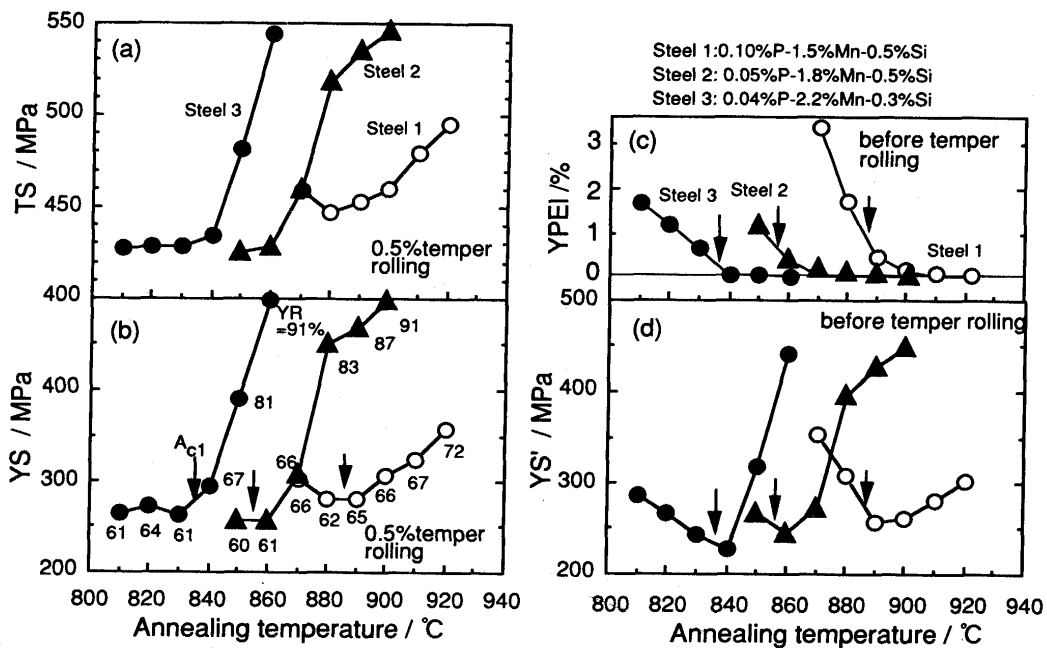


Fig. 2. Effect of alloying elements and annealing temperature on tensile properties. YS and TS of figures (a) and (b) are subjected to 0.5% temper rolling treatment. The numbers shown in the figure (b) indicate yield ratio (YR). YPEL in the figure (c) is yield point elongation; YS' shown in (d) indicates the yield strength prior to temper rolling. The (↓) mark in the figure indicates the A_{c1} transformation point.

で行い、その加熱速度は約30°C/s、焼鈍温度から500°Cまでの冷却は約20°C/sであった。

Table 2にSteel 1～3を通常のα単相域で再結晶焼鈍処理した場合の降伏応力(YS)、引張強度(TS)および降伏比(YR:YS/TS)を示す。Pの高いSteel 1が最も高い降伏比を示す。

3. 実験結果

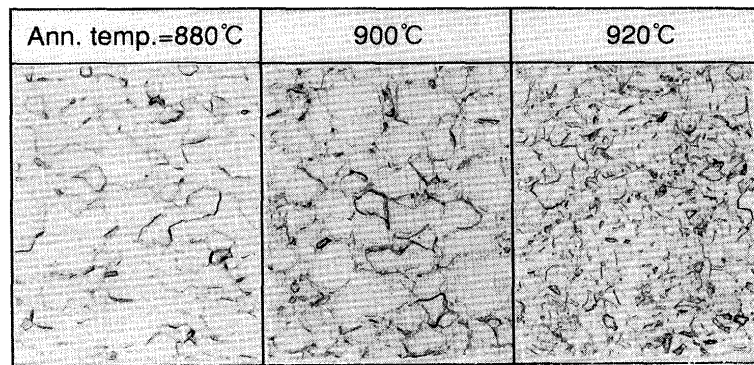
3.1 降伏強度(降伏比)におよぼす添加元素ならびに焼鈍条件の影響

Si、Mn、Pのバランスの異なる成分系について、引張特性におよぼす焼鈍温度の影響を調べた結果をFig. 2に示す。図中の↓印は該当温度に40s保持した場合のA_{c1}変態点の推定値であり、マイクロ組織を調べて、低温変態相が明らかに観察される点とした。いずれの成分系でもYSはA_{c1}変態点直上で極小値を示した後に焼鈍温度の上昇で再び増加した。焼鈍後に調質圧延を施さない場合の降伏伸びおよび降伏応

Table 2. Tensile properties of the Steels 1-3 annealed at the ferrite region. Holding time: 40s.

Steel	Ann. T / °C	YS' / MPa	YS / MPa	TS / MPa	YR
1	870	351	307	462	0.66
2	850	260	254	425	0.60
3	830	245	261	429	0.61

YS: Yield strength after temper rolling
YS': Yield strength without temper rolling
YR: Yield ratio (=YS/TS)
Ann. T: Annealing temperature in the ferrite region



(a) Steel 1 (0.1%P-1.5%Mn-0.5%Si)

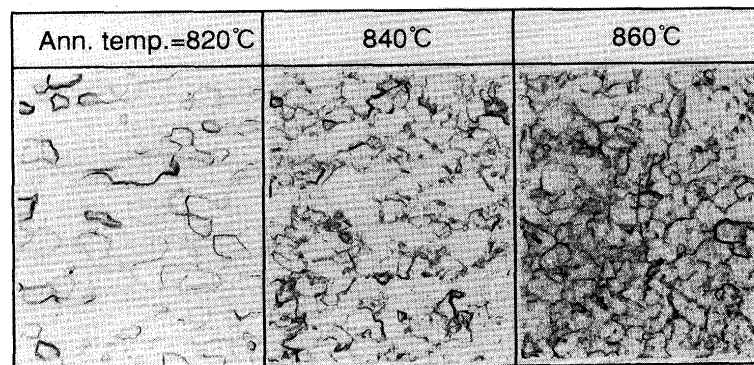
(b) Steel 3 (0.04%P-2.2%Mn-0.3%Si) 100 μm

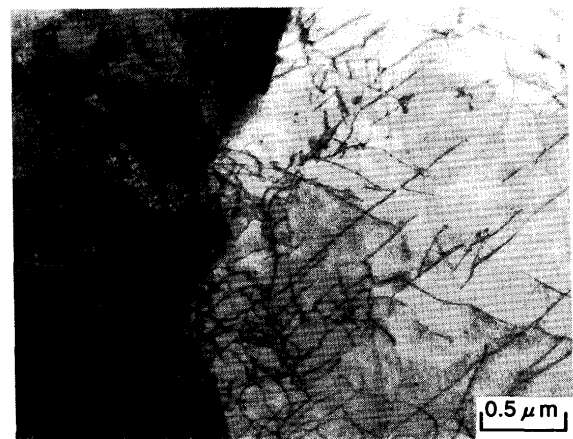
Fig. 3. Cross-sectional microstructure of the Steels 1 and 3 shown in the figures (a) and (b), respectively.

力も同図に示す。焼鈍温度の上昇により降伏伸びは低下し、 A_{cl} 変態点以上の保持により0.5%以下となった。

今回の結果で注目すべきは、 A_{cl} 変態点を越えた後の強度の上昇が成分の影響を受けることである。特に高Mn添加 ($Mn \geq 1.8\%$) のSteel 2, 3では、焼鈍温度の上昇にともなう強度の増加が著しいのが特徴であり、組織強化が鋼の強化に顕著に影響していることがわかる。これに対し、Steel 1 (0.1%P-1.5%Mn-0.5%Si) は、他の成分系に比べて変態点以上に加熱した場合の強度上昇量があまり大きくない。これは、組織強化を鋼板の強度の上昇に利用する点では有利とは言えないが、2相域焼鈍の比較的広い範囲で安定して低YR化が達成できる可能性を示すものである。

マイクロ組織の代表例をFig. 3に示す。高P-低Mn系のSteel 1では2相域焼鈍により、第2相がフェライト粒界に「網の目状」に形成される。フェライトとの界面が比較的滑らかになっているとともに、ナイタールによるエッチングであまり強く現出しない。一方、低P-高MnのSteel 3では、第2相が主にフェライトの3重点に形成され、ナイタールにより濃くエッチングされる。両鋼で、第2相の分散状態や下部組織に差があることが推定される。

Steel 1 (0.1%P-1.5%Mn-0.5%Si) について、890°Cで40sの焼鈍後、未調質圧延材から薄膜試料を作製し、透過電顕により観察した。その結果をFig. 4に示す。低温変態生成相である第2相は転位密度の高い組織となっているが、炭

Fig. 4. Transmission electron micrograph of the Steel 1 annealed at 880°C for 40s. (0.10%P-1.5%Mn-0.5%Si) 0.5 μm

化物などの析出は観察されない。周囲のフェライト相にも転位が多数導入されており、これが変形時に多重すべりを促進させ、降伏応力が低下するのに寄与したものと推定される。

それぞれの温度で40s保持した場合の、第2相の分率を画像解析により求めた結果をFig. 5に示す。オーステナイト安定化元素であるMnを多く含有するSteel 3がより低温で γ 変態を起こす。焼鈍温度の上昇による変態の進行は、両鋼であまり大きな差は見られない。したがって2相域焼鈍時の

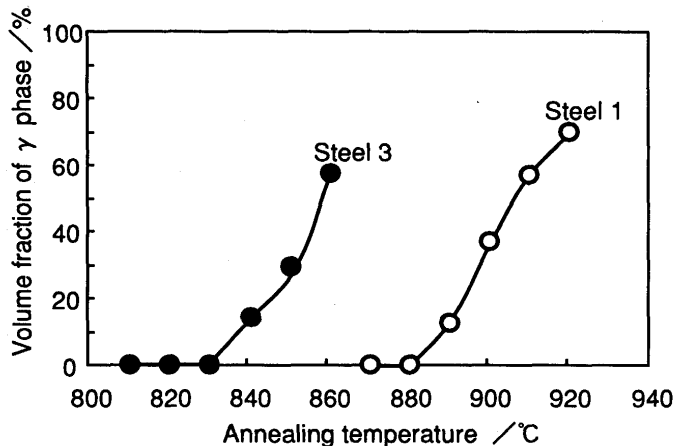


Fig. 5. Change of γ volume fraction during inter-critical annealing

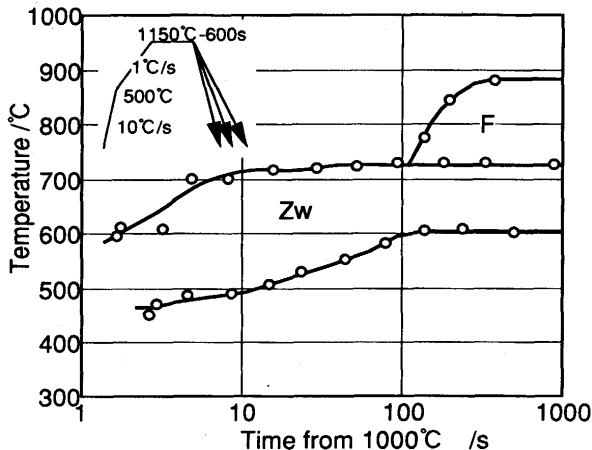


Fig. 6. CCT diagram of the Steel 1.

強度の変化に鋼種間で違いがあったのは、両鋼でオーステナイト変態の進行速度に差があったのではなく、第2相の組織的な相違がより主体的に影響したものと推定される。固溶強化元素の種類と量の影響については、4・1節でさらに検討を加える。

今回の結果は、固溶強化成分を適切に選べば、極低炭素鋼成分系においても2相域焼鈍時の変態組織を有効に利用して低YR化がはかれ、また2相域の比較的広い範囲で強度があまり変化しないことを示すものであり、実用化の点からも有利となる。

3・2 極低炭素固溶強化鋼の冷却中の変態挙動

次に、この低温変態相を特定する目的で冷却中の変態挙動を調べた。一般的には、熱膨張計を用い、類似の熱サイクルを付与して、変態時の膨張率の変化を調べることでより変態挙動は求められる。しかしながら、今回の場合には2相焼鈍であり、オーステナイト相の分率が大きくなかったため、通常の実験手法で変態挙動を追跡するのは困難であった。そこで、ここでは供試鋼をオーステナイト単相域に加熱してその後の冷却速度を変えてCCT図を作成した。変態挙動は、市販の熱膨張率計(商品名フォーマスターF)を用いた。1150°C加熱後のSteel 1 (0.1%P-1.5%Mn-0.5%Si)の変態挙動をFig. 6に示す。冷却前の初期 γ 粒径の影響や元素の2相の分配の効果を考慮する必要があるが、およその傾向は本結果より評価できると考えられる。これによると、本成分系ではフェライト変態のノーズが著しく長時間側にシフトするとともに、空冷程度の冷却では600~700°Cで変態が始まり450°Cから600°Cで変態が完了する低温変態相ができることがわかる。極低炭素マイクロアロイ鋼(HSLA)における低温変態相の分類¹¹⁾によると、本鋼における第2相は、内部の転位密度が高いことから判断して粒界が不均一な擬ポリゴナルフェライトやWidmanstättenフェライトではなく、さらに低温で生成するベイニチックフェライト組織(α_B : Bainitic ferrite)ないしはグラニューラーベイニチック

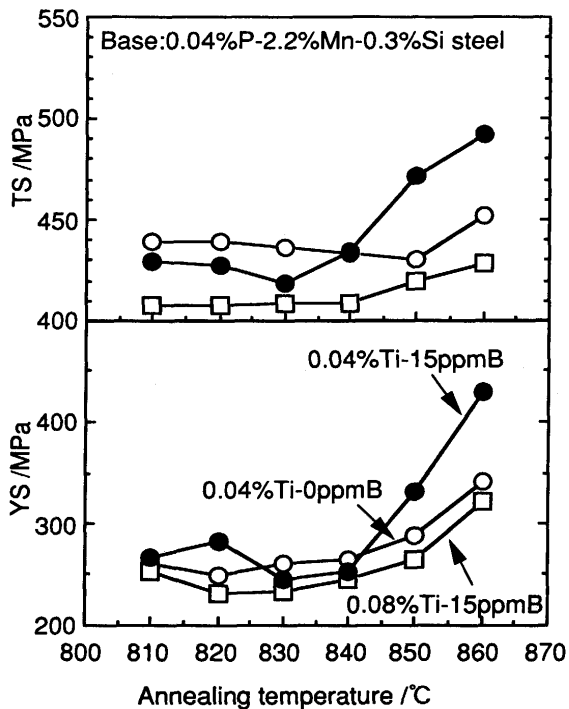


Fig. 7. Effect of Ti and B addition on tensile property of 0.04%P-2.2%Mn-0.3%Si steel.

フェライト組織(α_B : Granular bainitic ferrite)と考えられる。詳細な検討を行う必要があるが、ベイニチックフェライト組織の生成により、フェライト相への可動転位の導入が、降伏応力の低減に有効に働いたものと考えられる。

3・3 機械的性質におよぼすTiとBの影響

TiとB量を変えたSteel 3-5について、引張特性を調べた結果をFig. 7に示す。B無添加鋼では、Steel 1(低Mn-高P系; Fig. 2)に類似の焼鈍温度の依存性を示し、2相域で焼鈍温度が変化しても強度の変化が小さい。Bの添加により、高Mn鋼の組織強化がより顕著に現れている。

なお一方、引張特性におよぼすTi量の影響は小さい。

4. 考察

4.1 機械的性質におよぼす固溶強化元素の影響

今回の実験結果より、従来は降伏比を下げるのに不利とされていたPを0.10%程度まで積極的に添加しても、2相域焼鈍による組織強化との組合せで低降伏比化が達成できることがわかった。また、Pが高くMnが低い成分系のほうが、2相域の温度を変化させた場合に、強度(TS, YS)の変化が小さく、実用化を考えた場合には有利であることも判明した。2相域焼鈍で得られる組織は、(グラニューラー)ベイニチックフェライトと推定され、その生成が、鋼板の機械的性質に影響をおよぼしているものと考えられる。

そこで、ここでは添加元素の影響を、2相域の温度範囲の広さと組織強化の安定性に着目して検討を加えた。このうち前者は機械的性質の焼鈍温度依存性を小さくし、実際の製造を容易にするために必要な条件である。

まずSteel 1, 3について、2相域温度域での2相分配の平衡値をThermo-Calc¹³⁾により計算した結果をFig. 8に示す。両鋼は、Si, Mn, Pが変化しているため各元素の効果を単独で評価できない。そこで、両鋼に加えてP量をSteel 3

と同程度にし、SiとMnの添加割合を変えた1.0%Si-1.0%Mn-0.05%Pとした場合の計算の結果も同時に示す。Steel 1, 3ならびに0.05%P-1.0%Mn-1.0%Si鋼の2相の共存温度域の広さは順に、74°C, 90°C, 56°Cとなっており、平衡計算ではオーステナイト安定化元素であるMnが高い場合のほうが、2相共存域が若干広い。したがって2相域の温度範囲の広さの点では高Mn鋼のほうが有利と言える。

しかしながら、Mnが高いSteel 3では2相域温度域で保持温度の変化により、強度(TS, YS)の変化が大きかった。そこで、同様にSteel 1, 3ならびに0.05%P-1.0%Mn-1.0%Si鋼について2相域温度域でのオーステナイト相中の元素の濃化量の平衡値を同様に算出した結果をFig. 9に示す。Si, Pの γ 相への濃化はほとんど認められないが、Mnは著しく濃化する。Mnの最も高いSteel 3では、 γ 率が少ない場合にオーステナイト相への濃化が顕著に進み、50%以下の変態時では3-5%の高濃度を示す。このことはオーステナイト相の安定性に対しても有利となると考えられる。事実、Fig. 2に示したように A_{c1} 変態点直上では、高Mn系のSteel 3が最も低い降伏比を示す。しかしながら、2相域焼鈍時の γ 相へのMnの濃化が顕著なため、オーステナイト分率が増大して

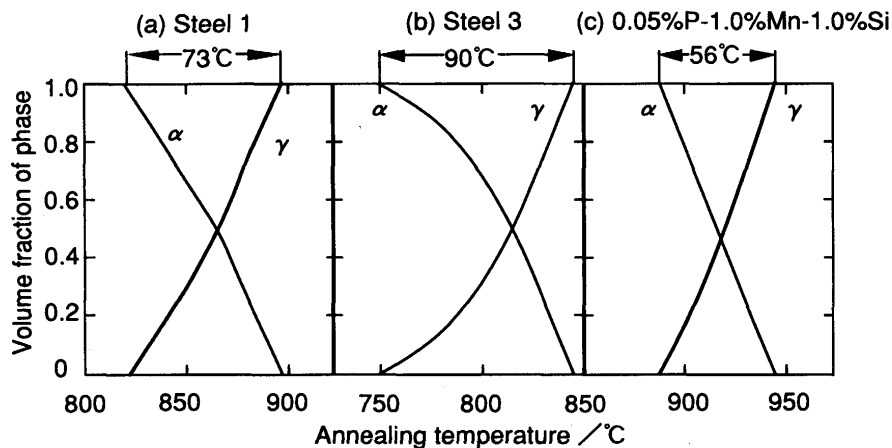


Fig. 8. Change of α and γ phase during intercritical annealing in (a) Steel 1, (b) Steel 3 and (c) 0.05%P-1.0%Mn-1.0%Si steel, respectively. For the calculation, the Thermo-Calc technique is applied.

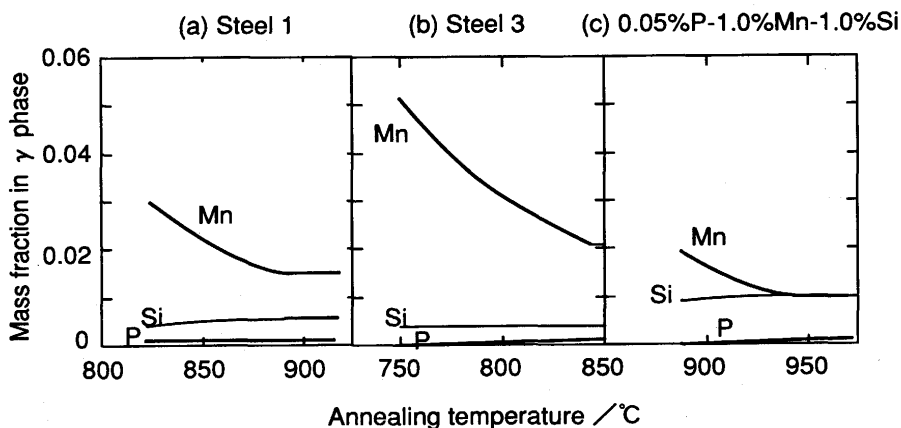


Fig. 9. Change of mass fraction of the solution hardening alloying element during intercritical annealing in (a) Steel 1, (b) Steel 3 and (c) 0.05%P-1.0%Mn-1.0%Si steel, respectively. The Thermo-Calc technique is also applied.

もオーステナイト中のMn濃度が依然として高いので、焼鈍温度の上昇により大きな強度の変化が起こったものと推定される。Fig. 3で高Mn-低P系のSteel 3のほうが第2相のエッチングがされやすかったのは、Mnの濃度が高く内部により多くの歪みを有したためと考えられる。

Steel 1 (0.5%Si-1.5Mn-0.10%P鋼)では、Mnのオーステナイト相への濃化は認められるが、その量は3%以下と小さかった。このことより、Steel 1においてオーステナイト分率が增大しても強度の変化が小さいのは以下の理由が推定される。すなわち、焼鈍温度が低くオーステナイト分率が少ないときは、オーステナイト相の安定性がより支配的となる。一方、 γ 分率が増すとMnの濃化量が低減するので安定性はやや低下するものの、十分なオーステナイト相がある。このため、いずれの場合も、低降伏比化に必要な転位が導入されたため、低降伏比を維持した上で強度の変化も小さかったと推定される。ただし、これは平衡固溶量の計算による推定であり、さらなる検討が必要になる。

4.2 2相域焼鈍後の特性とB添加の関係

Fig. 7に示したように、B無添加の鋼では同程度のMnが添加されていても強度におよぼす焼鈍温度の依存性が小さかったことについて考察する。

MnとBはともにオーステナイト相を安定化し、冷却中の変態点を低下させ、オーステナイトからフェライトに変態するのを抑制する元素であることが知られている。よってBはMn量がさらに増えたのと同程度の働きをし、焼き入れ性におよぼすMn当量などのパラメータにBが取り込まれたと考えると現象が理解できる。低炭素鋼(Very low carbon steel)におけるBを添加、無添加の場合のMn当量は例えば次式¹¹⁾が知られている。

$$Mn_{eq.}(\%) = Mn + Cr + Mo + Cu + V + Ni / 2 + 10(Nb - 0.02) + x_B \cdot 1 \dots\dots\dots (1)$$

ただし x_B は、Bの有効性の差により1または0.5の値をとり、無添加では0となる。

すなわち、Bが入ることによりMn当量が0.5-1.0%増加する。逆にSteel 3の高Mn系でも、Bを添加しないと0.5-1.0%Mn当量が低下し、Bを添加した1.2-1.7%Mn鋼と同程度の特徴を有することになる。Steel 1 (1.5%Mn-B添加鋼)とSteel 4 (2.2%Mn-B無添加鋼)の2相域での強度の変化がほぼ類似の挙動を示すのは、(1)式でほぼ説明可能と考えられる。

5. まとめ

本論文では、2相域焼鈍による変態組織を利用して、Pを

主体に固溶強化させた極低炭素鋼の降伏比(降伏応力/引張強度)を低下させることを目的に検討を加えた。低降伏比化に必要な、固溶元素の種類と量の関係、2相域焼鈍条件の影響を実験室的に調べ、以下の結論を得た。

(1) P量の多い0.10%P-1.5%Mn-0.5%Siは、フェライト単相域の焼鈍では降伏比が高いが、2相域焼鈍により降伏比が顕著に低下する。

(2) 2相域での焼鈍による降伏比の低下は、未調質材の降伏伸びの低下と対応する。組織観察結果より、低温変態相はグラニューラーベイニチックフェライト相(α_B)または、ベイニチックフェライト相(α_B')と推定される転位密度の高い組織であり、その周囲のフェライト地に多くの転位が導入されている。

(3) Mnが増加しても、2相域焼鈍による降伏比の低下が可能であるが、 γ 分率の増加にともない強度(引張強度、降伏強度)が大きく上昇する。

(4) 固溶強化元素のフェライトとオーステナイトの2相分配ならびに2相域温度域の広さをThermo-Calcにより推定した。高Mn鋼ではオーステナイト相にMnの顕著な濃化が起るので、降伏比の低下よりも組織強化の寄与による強度上昇がより優先的に起ったものと考えられる。

(5) 高Mn鋼においてもB無添加の場合には、(3)に示した特徴的な焼鈍温度の依存性が少なくなり、P量の多い0.10%P-1.5%Mn-0.5%Si鋼に近い挙動を示す。Mn当量がB無添加により0.5-1.0%低下することに起因する。

文 献

- 1) 佐藤 進, 入江敏夫, 橋本 修: 鉄と鋼, 68 (1982), 1362.
- 2) 山田正人, 徳永良邦, 伊藤亀太郎: 製鉄研究, (1986)322, 90.
- 3) 水井直光, 西尾康一: 材料とプロセス, 5 (1992), 1819.
- 4) K. Seto, K. Okuda and K. Sakata: Proc. of Symp. on High-Strength Sheet Steel for the Automotive Industry, ISS, Baltimore, (1994), 201.
- 5) 松元 孝, 松本卓巳, 浜中征一, 山田利郎, 田中照夫: 材料とプロセス, 6 (1993), 1714.
- 6) 細谷佳弘, 占部俊明, 田原健司, 今藤秀司, 安東 均: NKK技報, (1994)145, 17.
- 7) K. Ushioda, N. Yoshinaga, K. Kazuo and O. Akisue: Proc. of Physical Metallurgy of IF Steels, ISIJ, Tokyo, (1994), 227.
- 8) 大沢紘一, 栗原 極: 低炭素鋼研究委員会報告, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1987), 108.
- 9) S. Okada, S. Satoh, T. Kato and J. Takasaki: Proc. of Symp. on High-Strength Sheet Steel for the Automotive Industry, ISS, Baltimore, (1994), 233.
- 10) 小林 洋: 鉄と鋼, 63 (1977), 73.
- 11) 荒木 透 他: 鋼のベイナイト写真集 I, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1992), 4.
- 12) E. Yasuhara, K. Sakata, T. Kato and O. Hashimoto: ISIJ Int., 34 (1994), 99.
- 13) B. Sundman, B. Jansson and J. O. Andersson: Calphad, 9 (1985), 153.