

討20 制御圧延低合金鋼の機械的性質, ミクロ組織におよぼすホットチャージ圧延の影響

新日本製鐵(株)君津技術研究部 村田正彦, 為広 博
 玉生隆一

1. はじめに

最近, 熱間圧延工程での省エネルギーのためAr₃変態点以上の温度の鋳片を加熱圧延するホットチャージ圧延(HCR)や鋳片を加熱せずに直接圧延するダイレクト圧延(DR)が実用化されている¹⁻³⁾。しかし, これらの工程ではオーステナイト(γ)組織や析出物の挙動が大きく変化し, 鋼の性質も異なってくるので, その適用にあたってはこれらの変化を十分に把握しておく必要がある。とくに初期 γ 粒径が大きくなり低温靱性が著しく劣化することがあるので, 制御圧延(加速冷却を含む)ままで用いられるラインパイプ用厚鋼板などではこの改善が重要な課題である。本報告では, 制御圧延低合金鋼の機械的性質, ミクロ組織におよぼすホットチャージ圧延の影響を γ 組織, 析出物の観点から検討した。また γ 再結晶域圧延の強化による鋳造ままの粗大な γ 組織の微細化法についても検討を行ない, 適正な圧下条件を明かにした。

2. 実験方法

300kg真空溶解炉で溶製した鋼を50kg鋼塊(125mm×125mm×370mm)あるいは150kg鋼塊(190mm×190mm×490mm)に分注し, これを加熱(保熱), 圧延して機械的性質, ミクロ組織を調査した。このとき鋼成分のほか, 加熱炉への鋼塊装入温度(表面温度), 加熱温度(保熱温度)と保持時間などを変化させた。標準的な保熱圧延条件は, 装入温度: 900℃, 保熱: 1200℃×1hr, 800℃以下の累積圧下量: 75%, 圧延終了温度: 740℃, 仕上板厚: 16mmである。また γ 再結晶域圧延の圧下条件と γ 組織の関係を明かにするため累積圧下量を60%の一定とし, 最終3圧下の温度(900~1050℃), 圧下率(10~25%)を変化させて γ 組織を観察した。この際最終3圧下以外の圧下率は10%とした。機械的性質は圧延と直角方向において全厚引張試験, 2mmVノッチシャルピー試験を行なって調査した。さらに光学顕微鏡によるミクロ組織の観察, 電子顕微鏡による析出物の観察と電子線回折による同定, fission track etching (FTE)法を利用したB分布からの γ 組織の観察などを実施した。

3. 実験結果と考察

3.1 加熱炉への鋼塊装入温度の影響

Fig.1にHCR材の機械的性質におよぼす加熱炉への鋼塊装入温度の影響を示す。図中のAr₃, Ar₁変態点は連続鋳造スラブの中心部の冷却速度を模し, Formaster-Fによって測定した。強度は装入温度によって大きく変化しないが, Ar₃点以上の装入温度では室温まで冷却して再加熱圧延したコールドチャージ(OCC)材よりも高い値を示す。これはNbの固容量が大きいことと変態前の γ 組織が粗大で焼入性が大きいことによると考えられる。一方, 低温靱性の装入温度による変化は大きく, Ar₁点以上になると急激に劣化し, この傾向は装入温度が高い程著しい。このような低温靱性の変化とミクロ組織はよく対応しており, 組織は装入温度が高くなると粗大, 不均一化し, ベイナイト割合が増加する。Fig.2に保熱直後および γ 再結晶域で圧延後(累積圧下量60%, 圧下率約10%)の γ 粒の装入温

Table 1 Chemical composition of laboratory steels (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	B	Al	N
NB	0.05	0.26	1.55	0.005	0.001	0.045	0.022	0.0011	0.030	0.0023
NT	0.09	0.25	1.50	0.001	0.001	0.041	0.010	-	0.030	0.0015
N	0.09	0.25	1.50	0.002	0.001	0.045	-	-	0.033	0.0012
T	0.09	0.25	1.50	0.001	0.001	-	0-0.072	-	0.023	0.0018

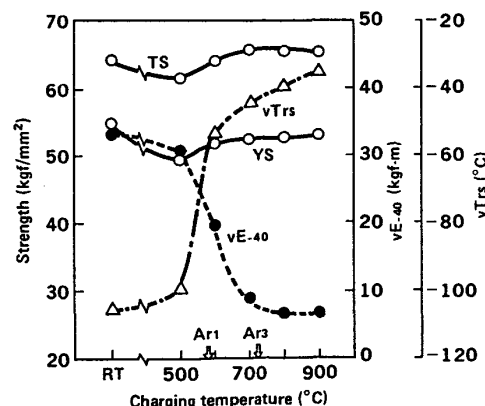


Fig. 1 Effect of charging temperature on the mechanical properties of steel NB plates.

度による変化を示す。保熱直後の r 粒は、 A_{r1} 点以下の装入温度では4.4~6.0と微細であるが、 A_{r1} 点以上では0~-2.9と著しく大きい。これは装入温度が A_{r1} 点以上であると変態による r の微細化効果が得られないためである。初期 r 粒は高温の再結晶域圧延によって小さくなるが、初期 r の影響は圧延終了後の r 組織に受け継がれる。したがって低温靱性が A_{r1} 点以上の装入温度で劣化するの初期 r 粒が大きく、これが通常の圧延では完全に微細化せず、鋼板の組織が粗大、不均一になるためである。

3.2 Nb, Nb-Ti系HCR材の機械的性質におよぼす保熱条件の影響

Fig.3にHCR材の機械的性質におよぼす保熱温度とその温度での保持時間の影響を示す。この実験では、加熱炉の温度は鋼塊装入温度と等しく設定した。

両成分系ともに強度は1000℃保持なしのとき最も高く、保熱温度(装入温度)の低下や保持時間の延長は強度を低下させるが、Nb系(Steel N)はNb-Ti系(Steel NT)に比較してこの傾向は小さい。30min以上保持したHCR材の強度はCCR材よりも低くなるが、靱性は必ずしも改善されない。また同じ強度でもNb-Ti系の $vTrs$ はNb系よりも低いが、これはTi添加による r 組織の細粒化効果に起因すると考えられる⁴⁾。HCR材の組織はCCR材に比べて粗大であるが、保熱温度の低下、保持時間の延長ともなってさらに粗大化する。

この理由は鋼塊の冷却中や保熱中にNbが炭窒化

物として析出し、Nbによる結晶粒の微細化効果が低下するためと考えられる。Nb-Ti系鋼板の析出物のTEM観察結果の一例をFig.4に示す。析出物はNb(CN)、Nb-Ti(CN)、MnS-Nb(CN)およびTiN、MnSであり、とくにTiN、MnSを核として析出した複合析出物が多く観察された。またNb析出物は1000℃保熱では保持時間の延長とともに凝集粗大化するが、900℃保熱では析出物の大きさよりも数が増加する傾向が認められた。これらの結果からNb-Ti系の強度がNb系に比較して保熱温度、時間の影響を受けやすいのは、TiNを核としてNb炭窒化物が析出するためと考えられる。なおCCR材においても数は少ないが500Å程度の比較的大きなNb-Ti(CN)が観察されたが、これは1200℃の再加熱時にNb、Tiが完全に固溶しなかったためと考えられる。一方、Nb系で観察されるNb析出物はNb(CN)、MnS-Nb(CN)であった。Nb(CN)は1000℃保熱では保持時間の延長とともに急速に粗大化し、90min保持で約2000Åの大きさになり、Nb-Ti系で多く観察されるNb-Ti(CN)に比較して成長速度がかなり大きい。これはNb-Ti(CN)がNb(CN)よりも高温で安定であることを意味している。

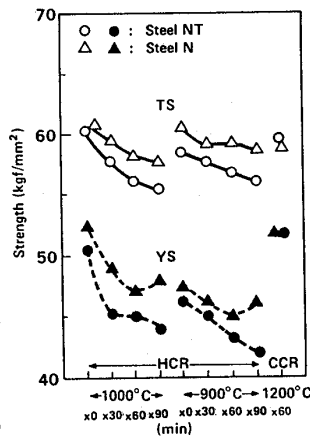


Fig. 3 Effect of heating conditions in HCR on the mechanical properties of steel NT, N plates.

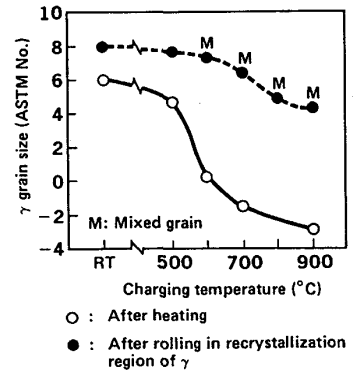


Fig. 2 Change in the austenite grain size of steel NB with charging temperature.

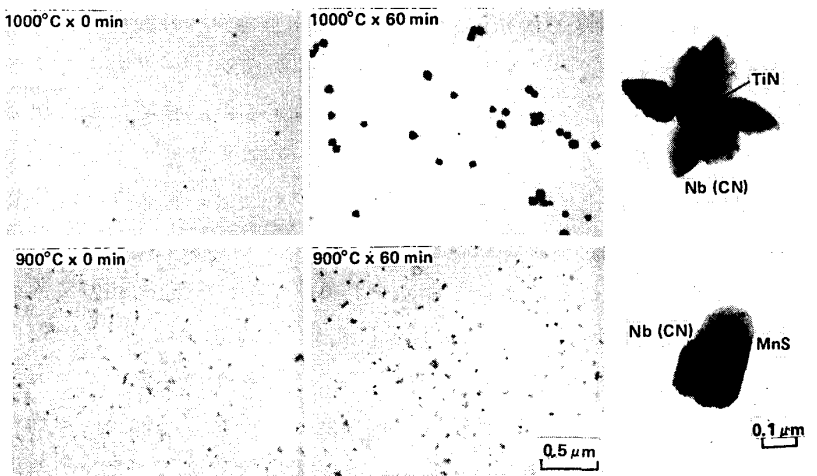
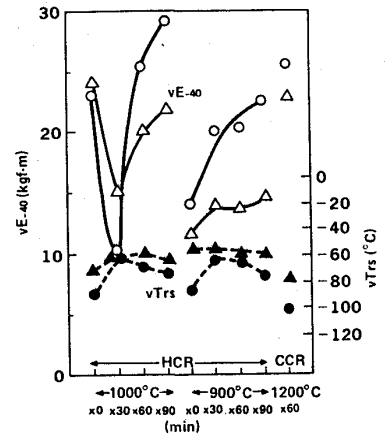


Fig. 4 Transmission electron micrograph of Nb, Ti precipitates of steel NT plates in HCR.

3.3 Ti系HCR材の機械的性質におよぼすTi量，保熱条件の影響

Fig.5にHCR材の機械的性質におよぼすTi量の影響を示す。Ti量の増加とともに強度が上昇し，低温

靱性が劣化する。鋼板のマイクロ組織はTi量0.03%以下では比較的に整粒であるが，Ti量が増大すると微細なフェライト粒が増加して混粒度が著しくなる。平均的なフェライト粒径はTi量とともに小さくなる。注目すべきことは0.01%の極微量Ti添加で約6 kgf/mm²の強度上昇が得られ，また低温靱性も良好なことである^{5,6}。一般に再加熱圧延の場合，微量TiはTiNとして固定され高温でも容易に溶解しないため強度の上昇はほと

んど期待できない。HCR材における顕著な強度の上昇は電子顕微鏡による析出物の観察結果から微細なTi(CN)による析出硬化に基づくと考えられる。

Fig. 6に0.07%Ti添加HCR材の機械的性質におよぼす1000℃保熱時の保持時間の影響を示す。保持時間の延長とともに強度は低下し，5min保持でもCCR材よりも低くなるが，低温靱性の改善は少ない。このような保熱条件による機械的性質の変化はNb系とほとんど同じである。

3.4 再結晶域圧延による粗大 γ 組織の微細化の検討

HCR材の低温靱性を改善するため， γ 再結晶域圧延による casting γ 粒の微細化を検討した⁷⁻⁸。まず圧延初期において γ 粒度-2.9の casting γ が圧下率によっていかに変化するか検討した。Fig.7に1050℃圧延時における γ 粒の圧下率，パス回数による変化を示す。 γ 粒は圧下率にかかわらず1パス圧延でも部分的再結晶により微細化する。この場合，圧下率が大きい程平均的な γ 粒径は小さくなる傾向にあるが，パス回数が増えるとこの差は小さくなる。なお5パス圧延ではいずれの圧下率においても γ 粒は混粒であった。この実験結果は粗大 γ 粒を微細化するために圧延初期においては低圧下率圧延で十分であることを示唆している。厚板工場での圧延を考慮すると圧延初期から厚いスラブを高圧下率圧延することは困難であり，あらかじめ低圧下率圧延で γ 粒をある程度小さくし，続いて高圧下率圧延で均

一化するのが得策と考えられる。そこで累積圧下量を60%の一定として，最終3パスのみを高圧下率圧延することとし，ここでの適正な圧下率，圧下温度を検討した。Fig.8に最終3パスの圧下率，圧下温度による γ 再結晶挙動の変化を示す。またFig.9にFTE法で得られた γ 組織の一例を示す。この実験では累積圧下量を60%(125mmから50mmまで圧延)の一定としているため，最終3パスの圧下率

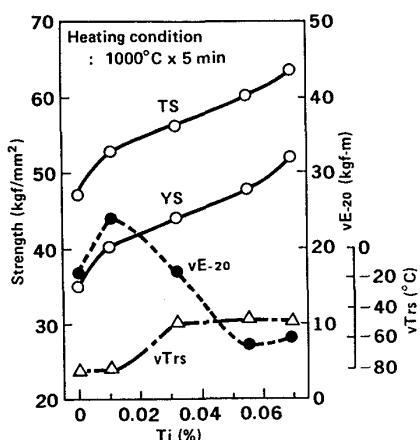


Fig. 5 Effect of Ti content on the mechanical properties of steel T plates in HCR.

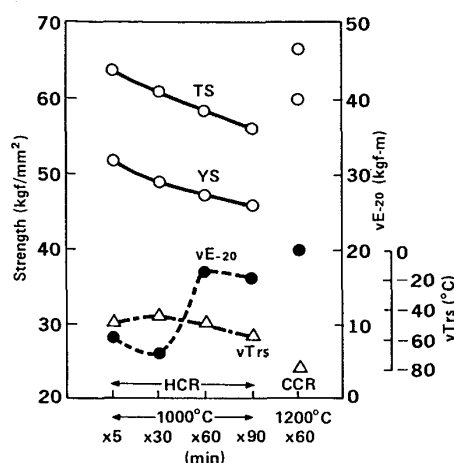


Fig. 6 Effect of holding time at heating in HCR on the mechanical properties of 0.07%Ti plates (steel T).

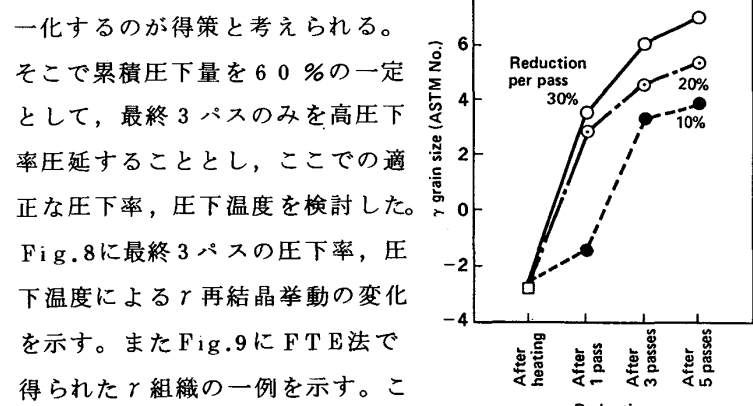


Fig. 7 Change in the austenite grain size of steel NB with rolling reduction per pass at 1050°C.

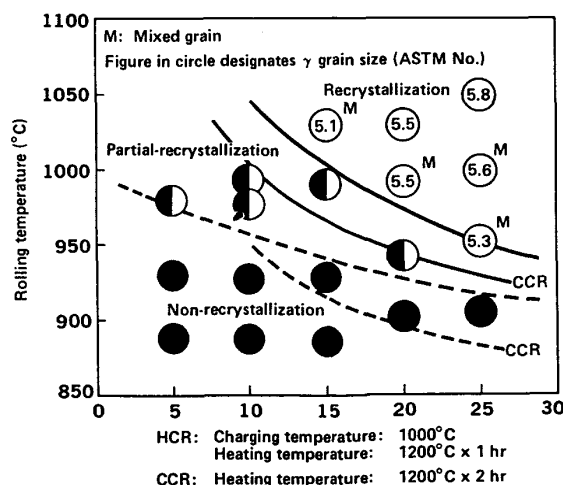


Fig. 8 Recrystallization behavior of austenite (steel NB).

が大きい程これ以前のパス回数(圧下率10%の一定)は少なくなる。図中には細線でCCR材(初期 γ 粒度2.0)の γ 再結晶挙動も同時に示した。

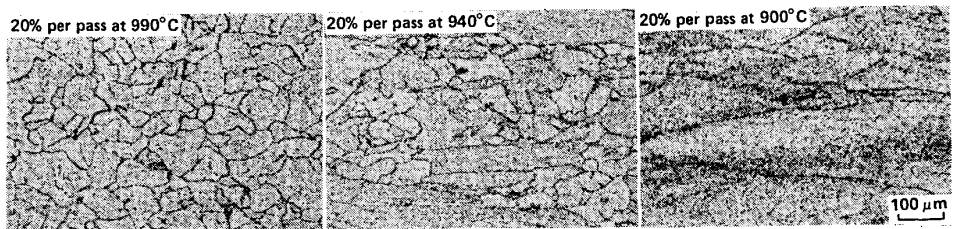


Fig. 9 Austenite structures obtained by FTE method (steel NB).

圧下率10%以下では1050℃

においても γ は部分的にしか再結晶せず、完全な再結晶 γ 粒は得られない。これに対して高圧下率圧延では1000℃でも微細な再結晶 γ 粒が得られ、圧下率が同じなら1050℃の高温の方が均一な粒となる。またHCR材の再結晶温度はCCR材に比較して20~30℃高いが、これは初期 γ 粒の大きさあるいは固溶Nb量の違いによると考えられる。

以上の実験結果から、Nb鋼の粗大な铸造 γ 粒を再結晶域圧延によって微細化するための条件(累積圧下量60%一定の場合)は(1)圧延初期において低圧下率圧延し、部分的再結晶によって γ 粒をある程度小さくする、(2)ついで最終3パス、1050℃程度の高温で高圧下率圧延(圧下率15%以上)することである。この圧下条件によるHCR材の低温靱性改善効果をFig.10に示す。ここでHCR材、CCR材ともに γ 再結晶域累積圧下量は65%、800℃以下の γ 未再結晶域累積圧下量は75%である(190mmから16mmまで圧延)。なお γ 再結晶域におけるHCR材の最終3パスの圧下率は20%、そのほかの圧下およびCCR材の圧下率はすべて約10%である。高圧下率圧延したHCR材の低温靱性はCCR材と同程度であり、強度も変わらない。したがってこの圧延法はHCR材の低温靱性改善に有効であることが確かめられた。

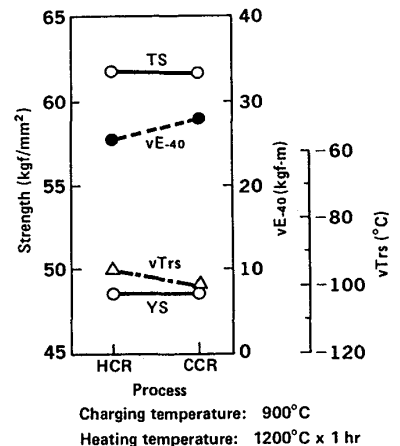


Fig. 10 Improvement in low temperature toughness of HCR plate by high reduction rolling in the recrystallization region of austenite (steel NB)

4. 結 論

制御圧延鋼の機械的性質、マイクロ組織におよぼすホットチャージ圧延の影響を検討し、以下の結論を得た。

- 1) HCR材の低温靱性は加熱炉への鋼塊装入温度が A_{r1} 点以上になると急激に劣化しはじめ、この傾向は装入温度が高い程強い。これは初期 γ が铸造ままの粗大 γ となり、この影響が圧延によっても消えず、鋼板のマイクロ組織も混粒、不均一になるためである。
- 2) Nb, Ti添加HCR材の強度は保熱温度が低く、保持時間が長い程低くなる。この理由は鋼塊冷却時あるいは保熱中にNb, Tiの炭窒化物が析出するためである。Nb, Tiが析出すると圧延再結晶抑制効果が失われ、マイクロ組織の粗大化が起こるので強度が低下しても靱性は改善されない。
- 3) 微量Ti添加したNb鋼のHCRでは鋼塊の冷却時あるいは保熱中にTiNを核としてNb炭窒化物が析出しやすくなり、強度の低下が起こりやすくなる。しかし適切な条件下では同一強度でもTiの細粒化効果によって低温靱性が改善される。
- 4) HCRではC-Mn鋼への極微量Ti添加(0.01%Ti)はTi(CN)の析出硬化によって強度を大幅に向上させ、また低温靱性も良好である。
- 5) 铸造ままの粗大 γ 粒を微細化してHCR材の低温靱性を改善するには、圧延初期に低圧下率圧延し部分的再結晶によってある程度 γ 粒を小さくし、ついで γ 再結晶域の高温で数パス高圧下率圧延することが有効である。

参 考 文 献

- 1) 田口, 宮野, 小沢, 松田, 堀内: 鉄と鋼, 69(1983), S1169.
- 2) 松永, 吉井, 貞広, 斎藤, 福田: 製鉄研究, 313(1984), P.1.
- 3) 東田: 第104, 105回西山記念技術講座(1985)[日本鉄鋼協会].
- 4) 榎藤, 中杉, 松田, 為広, 千野: 製鉄研究, 279(1976), P.66.
- 5) 森川, 土井: 未発表
- 6) 国重, 長尾: 鉄と鋼, 71(1985), S571.
- 7) 田中: 日本金属学会報, 17(1978), P.104
- 8) 小指: 第36, 37回西山記念技術講座(1975)[日本鉄鋼協会].