

(討14) 冷間伸線した高炭素鋼線材の再加熱に伴う機械的性質の変化に及ぼすNとAlの影響

八幡製鉄 光製鉄所 技術部

岡本一生 江口直記

渡辺章三

I 序 言

鋼の性質に及ぼすNの影響は従来から詳細に研究され⁽¹⁾、特にALNの影響はオーステナイト結晶粒度、熱間加工性、深絞り鋼板の*elongated grain*、高張力鋼の降伏点、切欠靱性などの関連において細かく検討されている⁽²⁾。しかしピアノ鋼線の如き高炭素鋼ではオーステナイト結晶粒度に対する影響が論ぜられる程度で殆んど研究されていない。周知の如くピアノ鋼線は*Patenting*熱処理後冷間伸線し、用途によっては至時効温度域(ブルーイング、熱漬Snメッキ)、再結晶開始温度域(熱漬Znメッキ)に再加熱され実用に供されるので、これらの場合のピアノ鋼線の特徴値例へば、降伏応力、捻回値、応力弛緩に及ぼすNあるいはAlの影響について2,3の実験を行った結果を報告する。

II 実験 試料

A~I 鋼はいずれも100kg 高周波炉で溶製しA~C 鋼はN 0.003%以下、D~F 鋼はN 0.007%前後、G~H 鋼はN 0.015%前後で夫々Al%を変えたものであり、P~T 鋼は生産用鋼でQ, T 鋼はAl添加の細粒、P, R, S 鋼はAl無添加の粗粒鋼にしたもので、いずれも7mmφ 線材に熱間圧延し、900℃ 加熱後500℃ 鋸浴焼入して2.9mmφ に冷間伸線した後、種々な温度に標準として30min 加熱し急冷した。再加熱に際しALNの析出を考慮し加熱速度は100℃/Hrの一定にした。試料の分析値を表1に示す。ALN計算値は目安として示した。

III 実験 結果

ALNの固溶、析出は加熱、冷却過程で著しく異なると知られているが⁽³⁾、As Rolled 材を熱処理温度に再加熱したときのALN量を図1に示す。700℃及び900~1000℃に析出量の多いピークがみられ1000℃以上の高温で固溶量が増す。また、冷間伸線材は低温側での析出がやや多いようである。

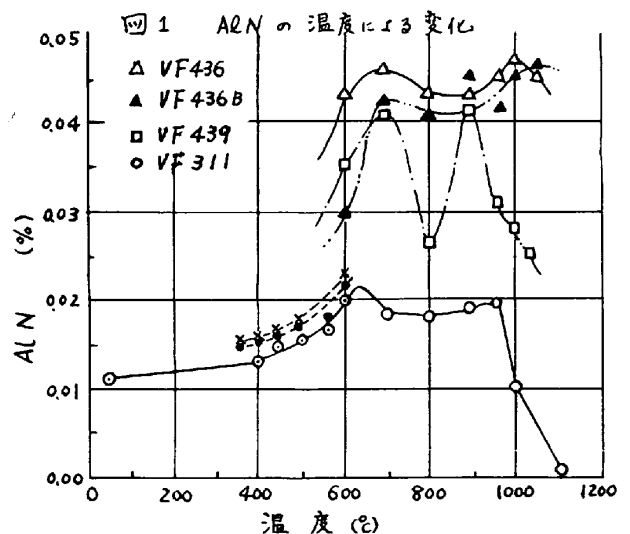
*Patenting*時の加熱温度を900~1000℃の間に25℃毎に変えると温度が低い程引張強さは高くなる傾向があるが、これはALNの析出量より微細パーライトの生成量が多くなるためと思はれる。

2.9mmφ 伸線材を各温度に再加熱し機械的性質を調べた結果、引張強さ、降伏点($\sigma_{0.2}$)は200℃付近で急増し、それ以上の温度では単調に低下するが、絞り及び捻回値は200℃付近の他に450℃付近で著しく低下することがあり、更に温度が高くなると増加する傾向がみられる。図2及び3にN%毎にこれを示す。

表1 実験試料の化学分析値(wt%)

記号	ch.No	C	Si	Mn	sol. Al	insol. Al	sol. N	insol. N	ALN	析出量
A	VF306	0.85	0.30	0.70	0.001	0.006	0.0026	0.0002	0.000	3.0
B	VF352	83	27	61	0.038	0.02	0.031	0.0017	0.0026	6.5
C	VF440	80	27	52	0.112	0.10	0.017	0.0006	0.0016	3.7
D	VF312	82	28	62	0.01	0.01	0.080	0.000	0.000	3.5
E	VF311	81	26	63	0.024	0.004	0.075	0.000	0.0092	7.0
F	VF444	79	25	52	0.160	0.005	0.062	0.0011	0.0118	5.5
G	VF439	83	27	48	0.016		0.0228		0.0135	6.5
H	VF436	78	28	46	0.070		0.053	0.0022	0.0327	6.5
I	VF436B	78	29	47	0.150		0.037	0.0035	0.0252	6.0
P	D47251	86	24	50	0.005	0.001	0.074	0.000		3.7
Q	L40276	82	23	50	0.007	0.029	0.058	0.000		7.0
R		87	26	51	0.004	0.004	0.040	0.000		3.5
S		85	28	54	0.003	0.003	0.080	0.000		3.5
T		84	27	52	0.009	0.004	0.056	0.000		7.0

ALNは $\log(Al\%)(N\%) = -(7400/T) + 1.95$ で計算した900℃での析出量(%)
オーステナイト結晶粒度は925℃×6Hr 浸炭法による。



△ ▲ □ ○ 印は7mmφ 圧延材を各温度に1Hr 加熱し焼入したものを。○ 2.6mmφ LP + 2.6mmφ LP → 1mmφ 伸線 × 2.6mmφ AP → 1mmφ 伸線 後夫々各温度に1Hr 加熱し急冷したものを。

図2(左)

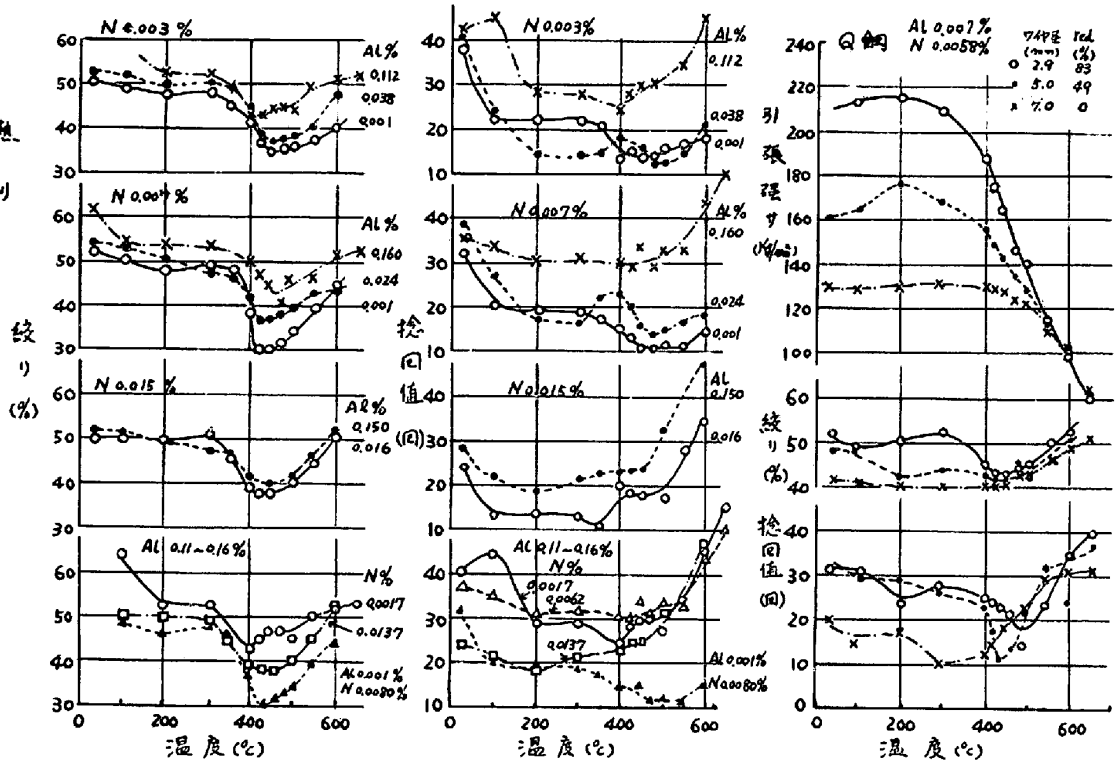
7mmφ 900°C LP 後
2.9mmφ に伸線し
各温度に30分加熱
し急冷後引張り
試験したときの絞り
の変化

図3(中)

全処理後の
検同値(100d)
の変化

図4(右)

冷間伸線率の
異なる試料の再
加熱による機械
的性質の変化

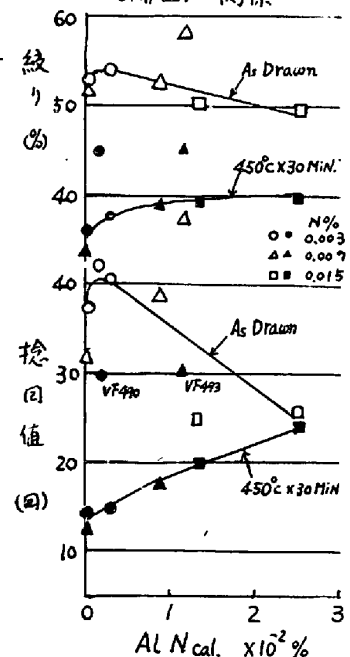


450°C 附近の延性(絞り, 検同値)の劣化は 図4 に示す加工度の異なる試料の結果からみて 冷間伸線材特有のもののように思われる。この温度は 加熱後の冷却速度に依存しない所謂一次焼戻脆性域に相当するが調質鋼の場合切欠靱性にのみ現れる故、現象的にはそれと異なるものである。また特性値として検同値をとったのも種々問題がある⁽⁴⁾が、実用的見地から言えぬものである。

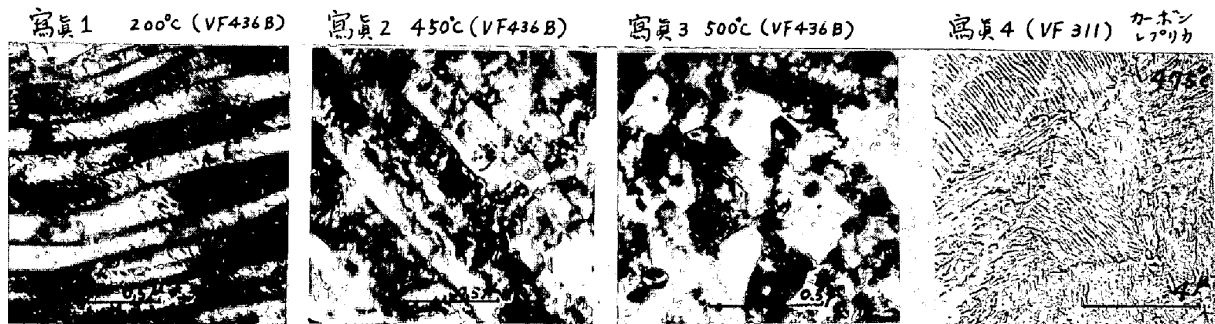
図から一般的に延性はN%が高くなる程悪くなり、各N水準ではAl%が多くなる程良くなるようである。またAl 0.1%以上のもの及びAl, Nが共に高い場合450°C 附近の延性特に検同値の劣化は薄らぐかあるいはなくなってしまうようである。図外に、表1のAlNと450°C 加熱後の絞り、検同値との関係は図5の如くである。こゝでVF490, VF494はFree Nは殆どないものと考へられ、これらの延性はきわめて高く、450°C 附近の延性の劣化にはNの影響がある⁽⁵⁾ことを想像させる。

次にこれらの原因について考察してみよう。パイプ鋼線の延性に最も影響するのはパーライト層間距離と伸線によって生ずるファイバー組織で、これには図1に示す如く多数の転位が含まれている。伸線材を加熱すると鉄中の固溶C, Nは転位線上に移動し転位を固定し歪時効を生ずるが更に温度が上昇し300~400°Cになると左ライト内の転位はポリゴン化し400°Cを超へるとその傾向は更に強くなる。一方板状Fe₃Cは400°C附近からくわい始め、より安定な球状Fe₃Cへ変化し始めるがその徴候は450°Cから明瞭で(図2)、550°Cではほぼ終り600°Cで完全に球状化する。このFe₃Cの球状化は延性の増加に寄与するが、ファイバー組織の崩壊は検同値に対し不利に働く。左ライトの再結晶は450°Cから明瞭で角張ったもので、恐らくセル構造の整理されたもので、500°Cではほぼ全面にSubgrainがみられ550°CになるとSubgrainの併合、成長が進行し加工によって生じた転位はも早くみられ(図3)。再結晶は延性の回復にきわめて効果的であることは言うまでもなくファイバー組織

図5. 絞り, 検同値とALN(計算値)の関係



の崩壊による位相値の変化をかなり補償しよう。 Fe_3C のいま一つの変化は写真4に示す結晶粒内偏析で、 Fe_3C の溶解再析出によるものと考へるが、この粒界への移動は枝状 Fe_3C の寸断の始まる約400°Cから始まり温度が高くなる程顕著で、500~550°Cでは比較的太い粒状化 Fe_3C が粒界に偏在し場所によっては粒界のフラットと壁を作る。この現象は焼戻マルテンサイトにも見られるが、延性の劣化をもたらす。Free Nの殆んどはVF490, 494で見られる450°C附近の延性の低下は主としてこれによるであらう。Free Nが存在する場合、Nの溶解度変化がこれに重畳し450°C附近の延性の低下は更に大にならう。AlNの存在は再結晶速度をなくせるといわれるが、本実験の場合明瞭ではなかった。図5に示すAlNの効果は再結晶粒の微細化を通じ延性の向上に寄与していると思はれる。なお図5においてAs Drawnの延性がAlN量と共に低下しているのはオーステナイト粒が細かく Patenting 時の生成パーライトが粗くなったのが主効果と考へられる。

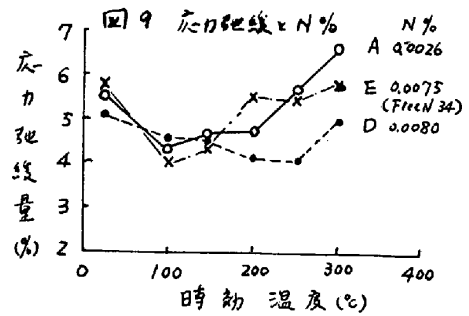
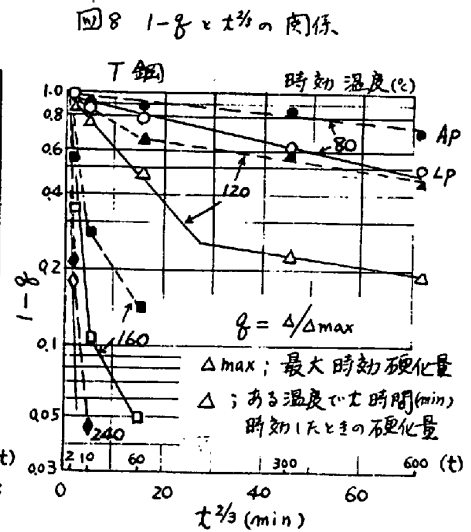
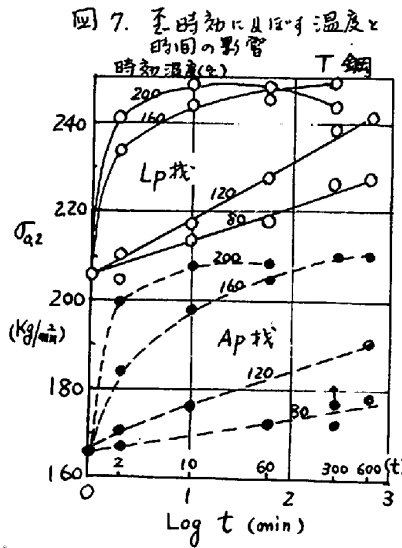
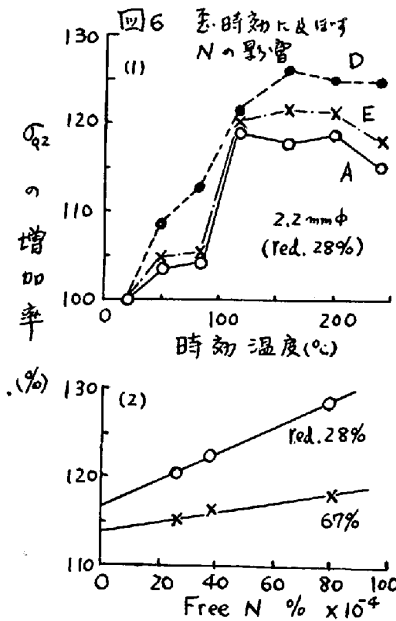


200°C附近の至時効を更に詳細に調べるため、N量の異なるA, E, D鋼を用い2.6mmφ線を900°C→500°C Load Patenting (LP)し2.2(28%), 1.5(67%), 1.0(85%) mmφに伸線し50~240°Cで2~600 min加熱し $\sigma_{0.2}$ を測定した。各時効温度の最大硬化率は図6-1の如くで、Free N (E鋼のAlN=0.0121%)と最大硬化率との関係は図6-2の如くなり、Free N量と共に $\sigma_{0.2}$ 増加率は大きくなる。縦軸との交点は固溶Cによるものであらう。図に於いて加工率が高い場合硬化率が低いのは伸線加工により鉄中に固溶されていたN或はCが析出したためと考へられ、内耗測定によっても Snoek peak 高さが低くなる。至時効の進行は図7の如くで、これを S. Harper⁽⁶⁾が Puron を用い内耗の変化から至時効速度を求めた方法に倣って、 $1/\sigma$ と $t^{1/2}$ の関係を求めると図8のようになる。時効温度80°C及び120°Cの初期では両者はほぼ直線関係があるがこれ以上の条件では直線関係はなく、川崎⁽⁷⁾が他の方法で求めた軟鋼の結果と同傾向である。図8で熱処理条件の比較をするとLPはAP(900°C Aircool)に較べ時効の進行が早くこれは Fe_3C が微細で加工による転位密度も高くこれらがC, Nの析出siteになるためと思はれる。また図8から $\sigma = 0.5$ 及び 0.8で夫々の温度、時間を求めこれより拡散に要する活性化エネルギーを計算すると約21,400 Cal/molとなり他の方法で求められた値とほぼ一致する。

次にピップ鋼線の応力弛緩に及ぼすNの影響を知るためA, E, D鋼を用い100~300°Cで至時効させた後 $\sigma_{0.2}$ の80%応力で常温で試験した。この結果は図9に示す如く時効温度100~250°Cで弛緩量は少く、N含有量が高い程弛緩は少く、効果のある温度域も広い。これは応力弛緩は微視的な塑性変形によるもので転位の固定が弛緩を少なくするために効果的であるからと思はれる。なおこれに対しては応力時効処理は更に有効でこの場合のNは窒化物の効果も期待される。

IV 結 論

ピップ鋼線級の高炭素鋼に於けるNとAlの影響について二、三の実験を行った。この結果の概要は次の如くである。



1. ピアノ線材の As Patenting, As Drawn の強度は ALN の増加と共に減少する。これは オーステナイト結晶粒の微細化による微細パーライトの減少によると思われる。
2. ピアノ線材を常温で冷間伸線した後再加熱すると、200°C 附近で所謂至時初し降伏応力は増加し絞り、捻回値などの延性が減少する。これは転位への固溶 C, N の移動、析出によるが、至時初硬化率は伸線加工度に対し、 $\Delta \max$ があつた析出温度には素地組織の影響もある。
3. 冷間伸線したピアノ線材を 400~500°C に再加熱すると延性の著しい低下がある場合があり、冷間伸線材特有のものと思われる。これは C, N の固溶、再析出とこれに伴う Fe₃C の結晶粒界偏析並に Ferrite 組織の崩壊によると思われ、N 量の増加と共に大になるが、Al 添加による Free N の除去は延性低下の防止に効果的である。この温度附近で始まる再結晶は延性の回復に寄与するが、ALN の多い場合再結晶粒の微細化は延性増加に有効であらう。Al のこれらの重量効果により、450°C 附近の延性は ALN の増加と共に増大する。

- (1) 今井：鉄と鋼 51 (1965) 2336
- (2) 長谷部：日本金属学会会報 1 (1962) 527, 鉄と鋼：48 (1962) 761, 深川：日本金属学会シンポジウム 強化鋼 (1966) 67 など
- (3) 氏家：日本金属学会会報 5 (1966) 17
- (4) 鈴木, 木内：塑性と加工 2 (1966) 464
- (5) 今井：日本金属学会誌 18 (1954) 524
- (6) S. Harper: Phys. Rev. 83 (1951) 709
- (7) 川崎：材料 13 (1964) 445