

論 文

低合金肌焼鋼の焼入性と変態挙動へおよぼす
Al と N の影響

吉村 誠恒*・小林 弘昌*・福住 達夫*

Effects of Al and N on Hardenability and Transformation
Characteristics of Low Alloy Case Hardening Steels

Masatsune YOSHIMURA, Hiromasa KOBAYASHI, and Tatsuo FUKUZUMI

Synopsis :

The influences of Al and N on the hardenability and the transformation characteristics have been investigated for low alloy case hardening steels (JIS SCM420). Since the contents of Al and N in austenite in solution vary with the $Al + N \rightleftharpoons AlN$ reaction, the amounts of Al_7 and N_7 (concentration of Al and N existing as solutes in austenite, respectively) are calculated from solubility product of AlN in austenite given by the following equation :

$$\log[Al_7] \cdot [N_7] = -6700/T(K) + 1.528$$

It is revealed that these two elements have potent influence on hardenability, and that the multiplying factor of Al is quite large and is about 1.8 around 400 ppm of Al_7 . In high Al_7 steels, the $\gamma \rightarrow \alpha$ proeutectoid ferrite reaction is retarded through the increase in the incubation period of nucleation and through the decrease in the nucleation rate of ferrite and in the diffusion coefficient of C in austenite.

1. 緒 言

低合金鋼の焼入性へおよぼす要因は、含有合金元素とオーステナイト結晶粒度（以後結晶粒度と記す）であるといわれ、これらについては M. A. GROSSMANN はじめ数多くの研究者によつて報告されている¹⁾。また、これらのデータは現在でも焼入性の予測や合金成分の設計を行うさいに応用されている。

一方、鋼に添加される Al は、溶鋼の脱酸と結晶粒度の調整が主目的であり、従来から Al を脱酸あるいは結晶粒度へおよぼす面から検討した報告は数多くある²⁾。しかし、Al を合金元素として取りあつかい焼入性へおよぼす効果についての報告は少なく、M. A. GROSSMANN¹⁾、W. CRAFTS ら³⁾、I. R. KRAMER ら⁴⁾により公表されたデータはあるが必ずしも一致した結果はえられていない。また、最近では、A. S. KENNEFORD らによる Al は焼入性にほとんど寄与しないという報告⁵⁾、あるいは Al を添加することにより焼入性をきわめて向上させることができ⁶⁾、このような鋼を“Superhardening Steel”として特許⁷⁾を出願した報告などがある。

このように鋼の焼入性へおよぼす Al の影響は研究者で異なるが、これは鋼中で存在する Al の形態に対する配慮が不十分であるためと考えられる。すなわち、添加

された Al は鋼中の O あるいは N と反応し、 Al_2O_3 、AlN、金属 Al などの型で存在するが、なかでも、酸可溶 Al (以後 Sol. Al と記す) である Al_{AIN} (AlN の形で存在する Al) と金属 Al は、含有 N 量、熱処理温度・時間などにより、 $Al + N_7 \rightarrow AlN$ の反応に従いそれらの量が変化するわけである。このうち焼入性に寄与する Al は、金属 Al (すなわち、オーステナイトへ固溶している Al。以後 Al_7 と記す) の形態で存在する量と考えてよいから、Al が焼入性へおよぼす影響を検討する場合には、オーステナイト (以後 γ と記す) 中での Al の挙動を N との反応と結びつけて議論しなければならないことになる。

そこでここでは γ 中での Al と N との挙動に注目し、両元素が低合金肌焼鋼の焼入性ならびに変態挙動へおよぼす影響を検討した。

2. 実験方法

供試材は、10 kg 高周波溶解炉あるいは 50 t 電気炉-LF (Ladle Furnace) にて精錬処理された Cr-Mo 系肌焼鋼 (JIS SCM 420 相当) である。大部分の供試材は、Al と N の影響を明らかにするため、C, Si, Mn, Ni, Cr, Mo などの主要化学成分をほぼ同一レベルとし、Al と N 含有量を種々組み合わせたものである。また、窒化

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 2 月 18 日受付 (Received Feb. 18, 1982)

* 三菱製鋼(株) (Mitsubishi Steel Mfg. Co., Ltd. 1-9-31 Shinonome Koto-ku 135)

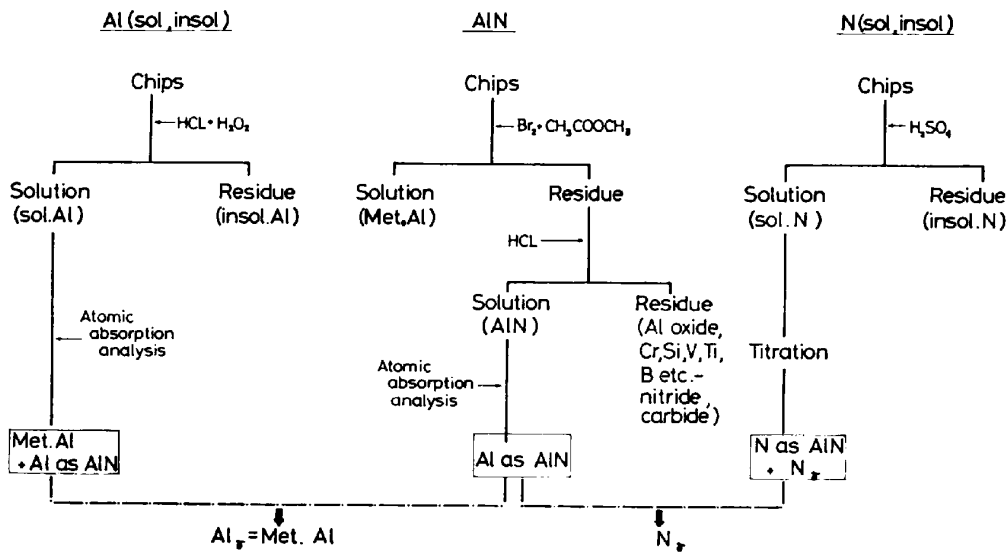


Fig. 1. Morphological analysis method for Al and N.

物を形成しやすい Nb, V, Ti などは含有していない。また、B の影響を除去するため、全 B (B_T) 量は 0.0004 wt% 以下であることを確認して供試材とした。

焼入性の測定は JIS 法にしたがった一端焼入試験法 (以後ジョミニー試験と記す) で評価した。また、結晶粒度は、大部分ジョミニー試験後の試片を、界面活性剤を添加した過飽和ピクリン酸アルコール溶液中で腐食したのち測定した粒度であり、これを A.G.S. (Actual Grain Size) 粒度と呼ぶことにした。

鋼中での Al と N の形態分析は、Fig. 1 に示す方法で行った。すなわち、Al と N に対してそれぞれ Sol. Al ($Al_T + Al_{AIN}$) と Sol. N ($N_T + N_{AIN}$, $N_T : \gamma$ に固

溶する N) 量を求め、一方エステルハロゲン法で定量し Al_{AIN} として存在する Al_{AIN} あるいは N_{AIN} 量を差し引くことにより Al_T あるいは N_T 量とした。

変態特性については、直径 3 mm、長さ 10 mm の試片を用い富士電波工機製 Formastor F による連続冷却変態あるいは恒温変態測定結果から Al と N の影響を評価した。

3. 実験結果ならびに考察

3.1 Al_T と N_T が焼入性へおよぼす影響

Fig. 2 は主要化学成分をほぼ同一とし、 Al_T と N_T (それぞれ全 Al および全 N 含有) 量を種々組み合わせた試料でのジョミニー試験結果である。ジョミニー試験後焼入端から 5 mm の位置で測定した結晶粒度を併示し

No.	Chemical composition, wt%							A. G. S. No.
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al_T	N_T	
1	0.20	0.26	0.69	1.02	0.16	0.068	0.0169	9.5
2	0.20	0.26	0.67	1.03	0.16	0.058	0.0183	10.5
3	0.20	0.26	0.70	1.04	0.16	0.028	0.0089	9.0
4	0.20	0.26	0.67	1.01	0.16	0.020	0.0168	8.5

Al_T , N_T : Total contents of Al and N.

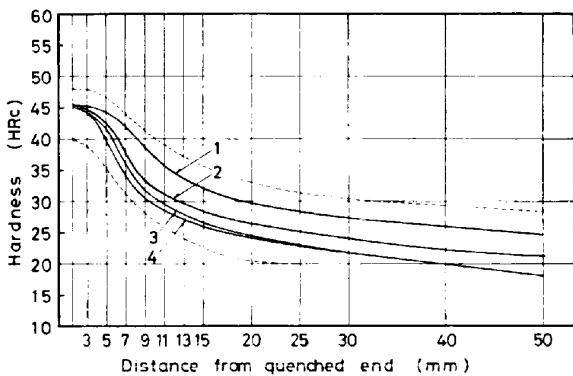


Fig. 2. Effect of Al_T and N_T on Jominy hardenability.

T.P. No.	Chemical composition, wt%												
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	solAl	solN	O	
1	19	25	.71	.006	.005	.10	1.04	15	.13	.018	0.236	.0018	
2	20	26	.69	.006	.005	.10	1.02	16	.12	.074	.0091	.0013	
3	21	26	.69	.008	.001	.10	1.04	17	.12	.035	.0174	.0044	
4	19	26	.68	.006	.005	.10	1.01	16	.13	.027	.0277	.0059	
5	20	26	.67	.006	.006	.10	1.03	16	.14	.062	.0192	.0059	
6	20	27	.67	.006	.006	.10	1.01	16	.13	.052	.0231	.0059	
7	20	27	.68	.006	.007	.10	.95	16	.14	.050	.0254	.0052	
8	20	27	.68	.006	.005	.10	1.01	17	.14	.049	.0326	.0056	

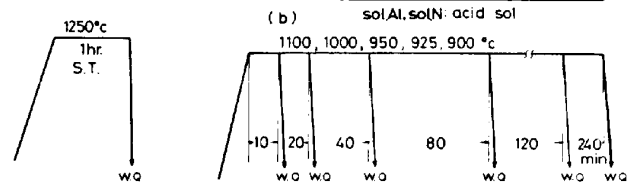


Fig. 3. (a) Chemical composition of the specimens investigated. (b) Heat-treatments for determination of solubility of AlN in austenite.

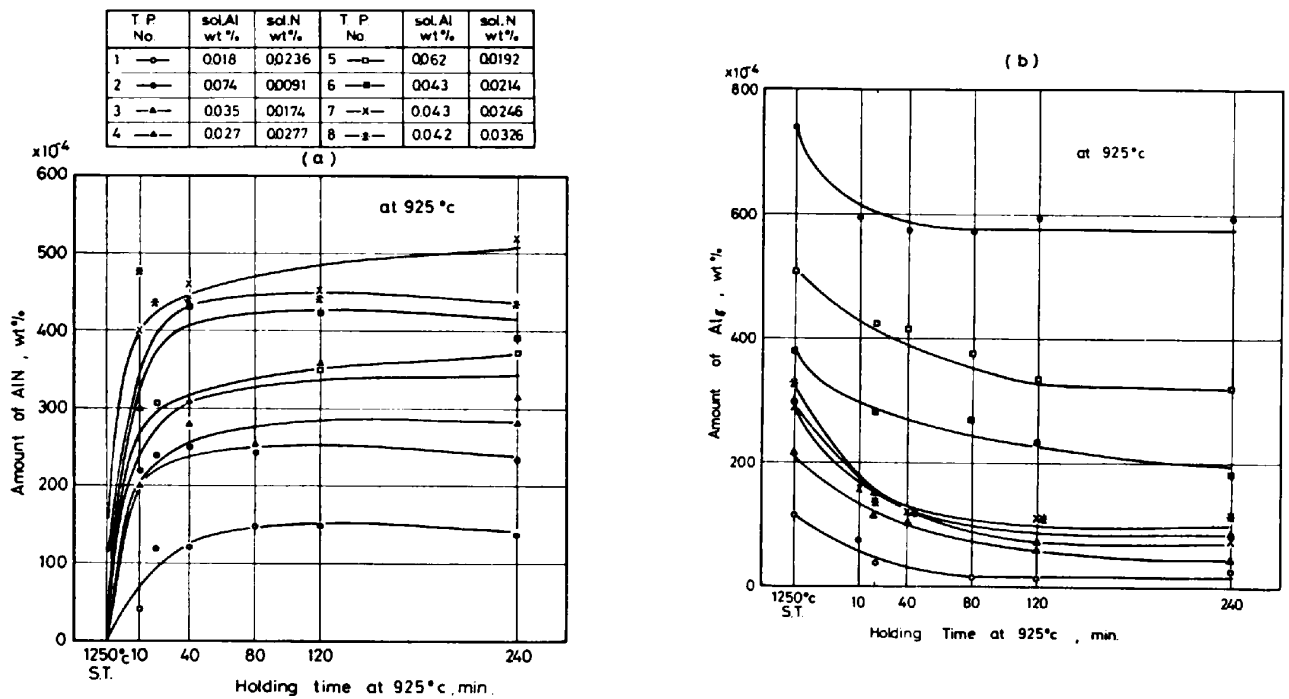


Fig. 4. Change in amount of precipitated AlN(a) and Al₇(b) during holding at 925°C.

ているが、この程度の結晶粒度の差のみでは Fig. 2 の焼入性の相異を説明できず、Al あるいは N が焼入性に関与していると予想される。

Al_T と N_T のうち焼入性へ寄与するのは、すでに述べたように γ 中に固溶している Al と N 量すなわち Al_γ と N_γ 量と考えてよいから、まずこれらの量を定量的に把握するため、γ 中での両元素の溶解度積を求めることにした。Fig. 3 にこの実験の供試材とそれらに施した熱処理サイクルを示した。その後 Fig. 1 に示した方法で Al_γ, N_γ ならびに AlN の定量分析を行った。Fig. 4(a) と (b) はそれぞれ 1250°C×1h 固溶化処理後 925°C で恒温反応させたときの保持時間による生成 AlN と Al₇ 量の変化の測定結果である。Sol. Al と Sol. N 含有量の多い No. 6, 7 と 8 の試料では、1250°C×1h の固溶化処理後も未固溶の AlN が 0.005~0.008 wt% 存在したが、これらの未固溶量は差し引いてあり、Fig. 4(a) と (b) は恒温反応により生成した AlN と Al₇ 量のみ示している。この結果から AlN と Al₇ 量は約 80~120 min でほぼ飽和し、その後大きな変化を示さない。そこで各温度で 240 min 恒温反応させた結果をもとにして γ 中での Al_γ と N_γ の溶解度積を最小自乗法で求め Fig. 5 に図示した。溶解度積は次式で示される。すなわち、

$$\log [Al_\gamma] \cdot [N_\gamma] = 6700/T(K) + 1.528 \dots (1)$$

ここで [Al_γ], [N_γ]: wt%

参考までに S. L. DARKEN⁹⁾, T. GLADMAN¹⁰⁾と K. J.

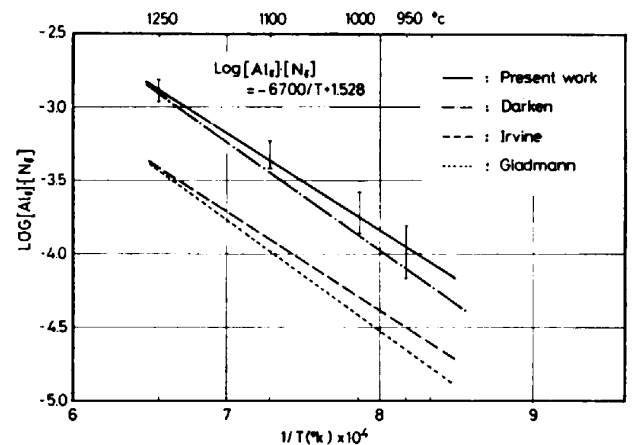


Fig. 5. Solubility product of AlN in austenite

IRVINE ら¹¹⁾ がえた結果も併示した。本結果は DARKEN の式に近いが IRVINE や GLADMAN らに比し大きい値を示している。その理由はさだかでないが、成分の相異、測定誤差あるいは AlN の偏析に起因するものであろう。

本実験より求めた溶解度積の式 (1) を 1200 と 925°C について図示すると Fig. 6 となる。この二つの温度を選定したのは、通常の熱間加工温度がほぼ 1200°C であり、一方その後の焼準、焼入あるいは浸炭処理温度がほぼ 925°C に相当するからである。ここで Sol. Al と Sol. N 量がそれぞれ 0.035, 0.0125 wt% すなわち Fig. 6 の X₂ の組成をもつ鋼を例にとつてこの図の見方を説明してみよう。この X₂ 組成の鋼を 1200°C で十分な時

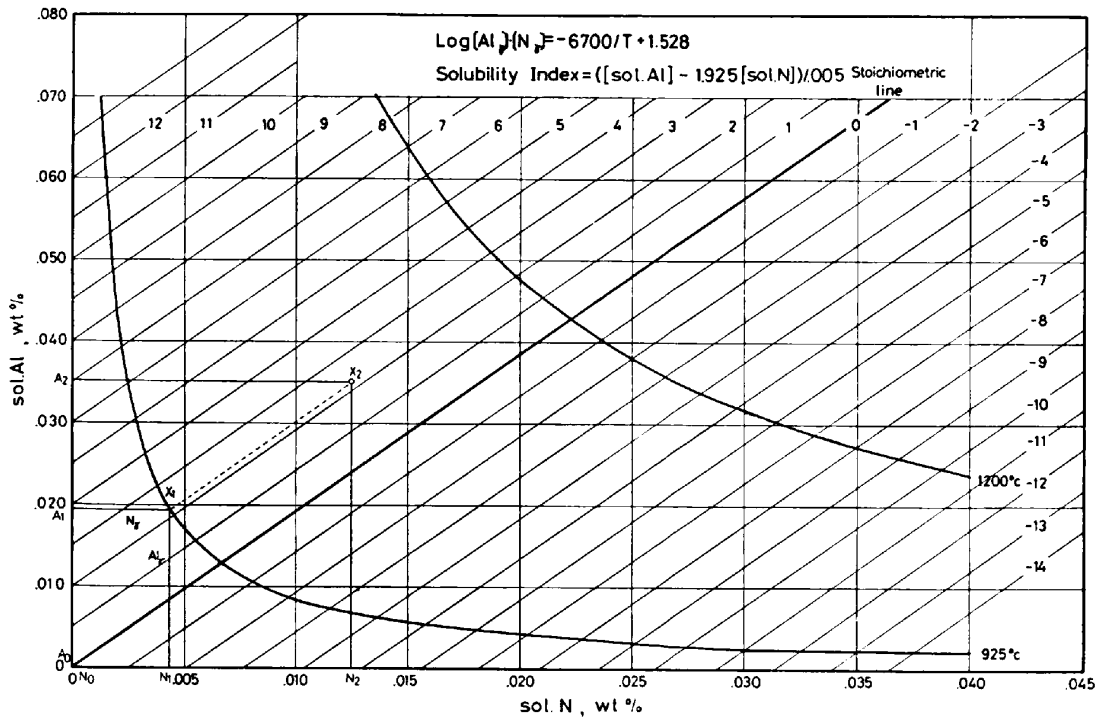


Fig. 6. Solubility product curves at 900 and 1200°C.

間加熱すると両元素は γ 中に完全に固溶するが、その後 925°C で焼準、焼入れあるいは浸炭などの熱処理を施すと、Al と N との化学量論線 ($Al/N=1.925$) X_2X_1 にしたがって AlN が 925°C での溶解度曲線まで析出し、残りの $\overline{Al}_0\overline{Al}_1$, $\overline{N}_0\overline{N}_1$ がそれぞれ 925°C において γ 中に固溶する Al_T と N_T 量とになる。つまり、その鋼の Sol. Al と Sol. N 量座標を通る化学量論線に平行な直線がある温度での溶解度曲線と交わる交点の座標から、その温度での Al_T と N_T 量を算出することができる。したがって、Al と N との化学量論線に平行な線上の Sol. Al と Sol. N 量をもつ鋼は、固溶化処理後の保持温度が一定であれば、生成する AlN 量は異なるが、焼入性に寄与する Al_T と N_T 量は同一となる。

そこで、この概念を実用面で適用できるようなパラメータを導入することにした。すなわち、通常の量産精錬工程での Al の微調整可能範囲は目標値に対し $\pm 0.002 \sim 0.003$ wt% であるから、Sol. Al 量で 0.005 wt% のピッチで Al と N の化学量論線に平行線を引いた。そして、便宜上次式を Solubility Index (以後 S.I. と記す) と呼ぶことにした。すなわち

$$S.I. = ([Sol. Al] - 1.925 [Sol. N]) / 0.005,$$

ここで [Sol. Al], [Sol. N] : wt%

Fig. 6 ではこのような方法で引いた各種平行線に対し S.I. 値を示した。つまり、S.I. 値が同じであれば、焼入性に寄与するある温度での Al_T と N_T 量は同じになる

わけであるから、製造上の目標 S.I. 値の設定ができるとともに、今後データの整理が容易になってくる。

固溶処理後の保持温度が 925°C の場合について S.I. 値と計算 Al_T と N_T 量との関係は後述する Fig. 9 に破線で併示した結果からわかるように S.I. 値が正で大きくなれば Al_T 量が、一方負で小さくなるにつれ N_T 量がそれぞれ増し、S.I. 値がほぼ -2 で Al_T と N_T 量の和が最小を示す。

つぎに通常行われる JIS 法の熱処理あるいは量産工程で圧延、熱間鍛造などされた試料において、溶解度積の式 (1) から算出した Al_T あるいは N_T 値と実測値とがよい対応を示すかどうか確認しておく必要がある。というのは、もし精度よく一致するのであれば、その都度 Al と N の形態分析をする必要がなく計算値で議論できるからである。

Fig. 7 は 3 種の Al_T と N_T 量の異なる試料を 1200°C で熱間鍛造後各種 JIS 法にしたがった熱処理を施した場合での Al_T 量の計算値 (以後 $Al_{T,cal.}$ と記す) と実測値 (以後 $Al_{T,obs.}$ と記す) とを比較した結果である。ここで Sol. Al は、 O_T (全 O) 量がすべて Al 酸化物となつていると仮定し、この Al 量を Al_T 量から差し引いた値とし、また Sol. N は N_T 量を用いた。また、Fig. 8 (a) と (b) は、Al と N 量を種々組み合わせせた圧延あるいは鍛造材を 925°C で焼準あるいは浸炭処理後の Al_T と N_T 量の計算値と実測値との比較をそれぞれまとめて

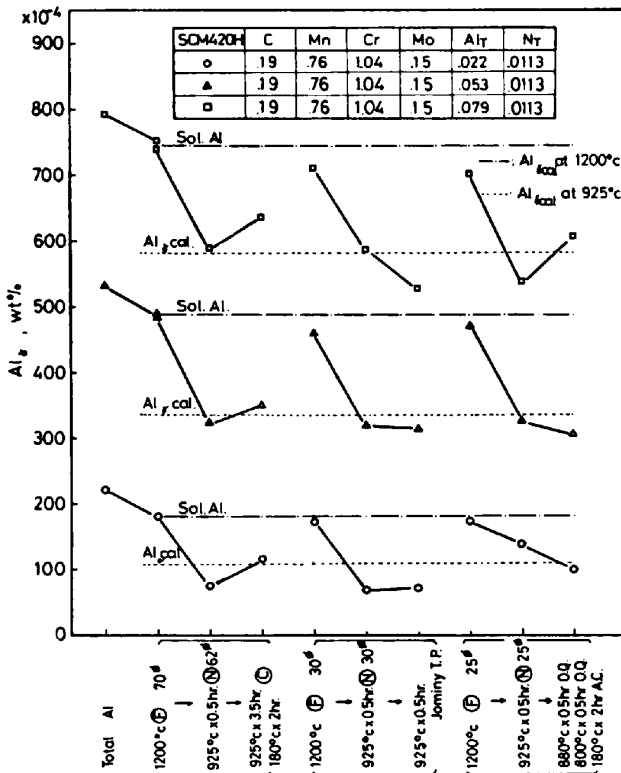


Fig. 7. Comparison of calculated and observed amount of Al_γ at 925°C for various heat-treated specimens.

示したものである。これらの結果はいずれも両者は精度よく対応し今後は計算値で議論してよいといえる。

このように S.I. 値と含有 Al_T と N_T 量との関係がわかったので、つぎに S.I. 値は異なるが主要化学成分のほぼ同じ鋼を溶製し、その焼入性を S.I. 値で整理することにした。Table 1 に供試材の化学成分、結晶粒度、S.I. 値、925°Cでの Al_{γ,cal.} と N_{γ,cal.} 値をそれぞれ示した。結晶粒度はジョミニー試験後の焼入端から 5 mm の位置での実測値である。試料は結晶粒度の影響を少なくするため粒度番号 7.5~10.5 のものを、また前述のように B_T 量は 0.0004 wt% 以下のものとした。これらの試料のジョミニー試験結果を焼入端からの距離ごとに S.I. 値で整理した結果が Fig. 9 である。925°Cでの Al_{γ,cal.} と N_{γ,cal.} 量を S.I. 値に対して併示したが、この値と焼入性の変化とを対応させると、Al_{γ,cal.} と N_{γ,cal.} 量が最低である S.I. 値 -2~-4 で焼入性は最小を示し、-2 より大きくなると Al_{γ,cal.} とともに焼入性は増大し Al_{γ,cal.} 量 0.050 wt% 程度で飽和する。一方、S.I. 値が -2 より小さくなつても焼入性が向上することから N_T も焼入性を増すがその効果は小さい。

つぎに Fig. 9 の 10 kg 高周波溶解材 (A.I.M.) のほかに量産鋼 (E.A.F.) をも対象として化学成分範囲

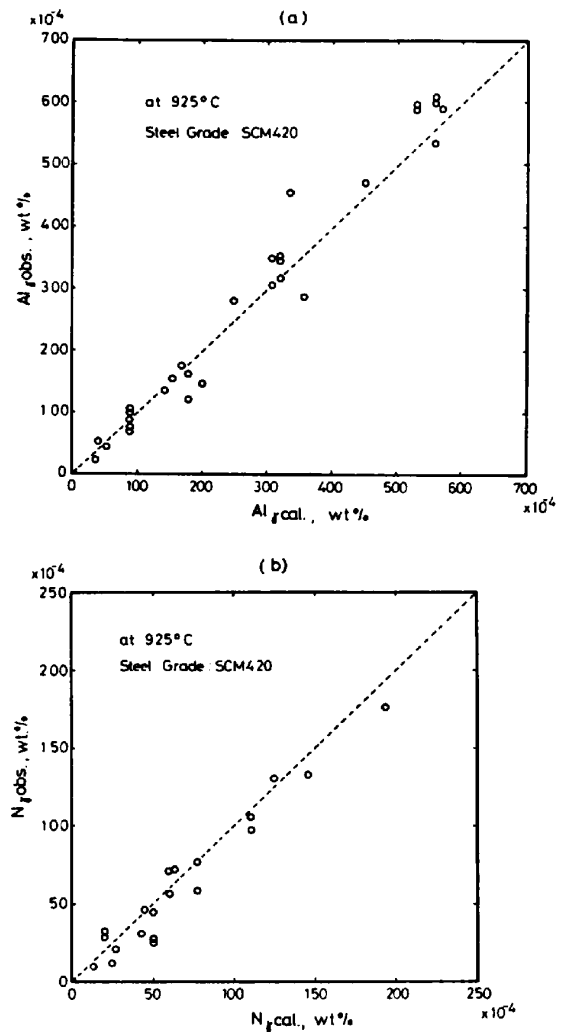


Fig. 8. Comparison of calculated and observed amount of Al_γ (a) and N_γ (b) at 925°C for various specimens.

を C : 0.18~0.22, Si : 0.22~0.30, Mn : 0.65~0.75, Cr : 0.95~1.05, Mo : 0.15~0.20 wt% と広げ、結晶粒度 7.0~10.5, B_T 0.0004 wt% 以下の Cr-Mo 系肌焼鋼に対し S.I. 値と D_{Iobs./D}Ical. すなわち Al あるいは N の焼入性倍数 (以後それぞれ Al_F, N_F と記す) の関係を求めることにした。ここで D_{Ical.} 値は従来公表されている D_I (理想臨界直径) 値算出法により Al と N 以外の含有合金元素と結晶粒度から計算した値である。一方、D_{Iobs.} は実測ジョミニー曲線から含有 C 量の関数として求められる 50% マルテンサイトかたきをもつ焼入端からの距離をさらに D_I 値へ換算した値である。

このようにして求めた S.I. 値と焼入性倍数との関係を Fig. 10 に示した。図中に示した S.I. 値と Al_F あるいは N_F 量の相関から、Fig. 10 の結果は S.I. 値が大きいと Al_F を、一方小さいと N_F を示しているとみなせる。この結果からも Fig. 9 と同様に、N_F に比し

Table 1. Chemical composition of steels investigated.

TP No	Chemical composition wt %												A.G.S. No.	Calculated ¹⁾ wt %		Sol. index ²⁾
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al _T	N _T	O		Al _γ	N _γ	
1	.20	.25	.68	.008	.007	.10	1.02	.16	.13	.092	.0054	.0021	9.0	.081	.001	15.8
2	.20	.24	.67	.008	.006	.11	1.02	.15	.14	.091	.0065	.0025	9.5	.078	.001	15.1
3	.20	.24	.70	.006	.005	.10	1.04	.16	.13	.065	.0028	.0040	7.6	.058	.002	11.0
4	.21	.27	.71	.008	.002	.11	1.03	.16	.12	.085	.0158	.0040	8.5	.053	.002	10.0
5	.19	.25	.71	.006	.005	.10	1.04	.15	.13	.041	.0029	.0018	7.8	.038	.002	7.7
6	.19	.24	.70	.007	.005	.11	1.01	.15	.12	.038	.0037	.0021	7.5	.034	.003	5.7
7	.20	.26	.71	.008	.001	.11	1.00	.16	.12	.066	.0197	.0037	9.0	.030	.003	4.8
8	.20	.26	.67	.006	.006	.10	1.03	.16	.14	.058	.0183	.0059	10.5	.023	.004	3.2
9	.20	.27	.68	.008	.001	.11	1.00	.16	.12	.051	.0177	.0046	8.5	.020	.004	2.4
10	.21	.27	.70	.008	.002	.11	1.04	.16	.13	.044	.0156	.0029	9.0	.019	.005	1.8
11	.20	.26	.67	.008	.003	.10	1.01	.15	.12	.042	.0157	.0048	8.1	.016	.005	1.3
12	.20	.27	.67	.006	.006	.10	1.01	.16	.13	.052	.0231	.0059	10.0	.013	.006	0.2
13	.21	.26	.69	.006	.005	.10	1.04	.17	.13	.035	.0174	.0044	9.0	.011	.008	-0.7
14	.20	.27	.68	.006	.007	.10	1.00	.16	.14	.050	.0254	.0052	10.0	.011	.008	-1.0
15	.19	.24	.67	.006	.008	.09	1.01	.16	.12	.033	.0168	.0069	9.5	.010	.009	-1.4
16	.20	.27	.68	.006	.005	.10	1.00	.16	.13	.048	.0301	.0054	10.0	.007	.012	-3.2
17	.20	.24	.68	.007	.005	.10	1.02	.16	.13	.051	.0334	.0066	10.0	.006	.014	-4.2
18	.20	.27	.68	.006	.005	.10	1.01	.17	.14	.049	.0345	.0056	10.0	.006	.015	-4.7
19	.20	.28	.69	.006	.008	.10	1.01	.16	.13	.031	.0292	.0064	10.5	.005	.019	-6.5
20	.21	.25	.71	.008	.001	.11	1.04	.17	.12	.021	.0251	.0050	8.3	.004	.019	-6.6
21	.20	.24	.68	.007	.005	.10	1.04	.17	.04	.028	.0281	.0071	9.0	.004	.020	-6.8

1) 1200°C S.T. 925°C Normalized 2) ([sol. Al]-1.925 [sol. N]) 1.005 B_T<.0004%

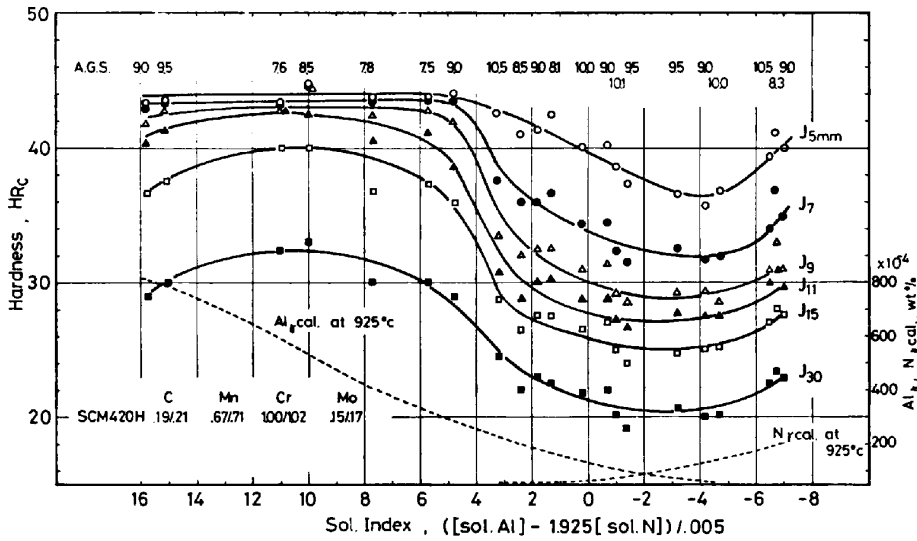


Fig. 9. Relationship between Solubility Index and Jominy hardness at various distance from quenched end for various specimens.

Al_F はとくに大きく変化し、Al_T が 0.020~0.040 wt% 近傍で急激に上昇して約 0.040 wt% で 1.8~1.9 にも達することがわかる。

しかるに、たとえば電気炉にて溶製された実用鋼の Al_T と N_T 量レベルはそれぞれ 0.015~0.050, 0.0050~0.0150 wt% 程度であるから S.I. 値は -3~8 まで変化することになり、S.I. 値の大きい (Al_T 量の多い) 領域の鋼に対しては Al_F を考慮しないと焼入性を主要化学成分により予測した値と実測値とが精度よく対応しないといえる。つまり、実際の精錬時に焼入性を厳密にコントロールするためには、目標主要化学成分のほかに目

標 S.I. 値を設定しなければならないことになる。

ところで、同一量の Sol. Al と Sol. N を含有する試料においても、焼入温度を変えればその温度によつて Al_T と N_T 量は変化する。したがつて、この場合もし結晶粒度をほぼ同じレベルに保持することができれば、同一試料においても焼入温度に対応する Al_T あるいは N_T 量により焼入性が変化するはずである。ジョミニー試験の焼入温度をかえたときには結晶粒度も変化することが多く、実際にはこの実験は難しいが、以下にこの点を確認した一例を示す。すなわち、Fig. 11 に示す化学成分をもつ試料を 1200°C×1h 均一化熱処理後ジョミニー

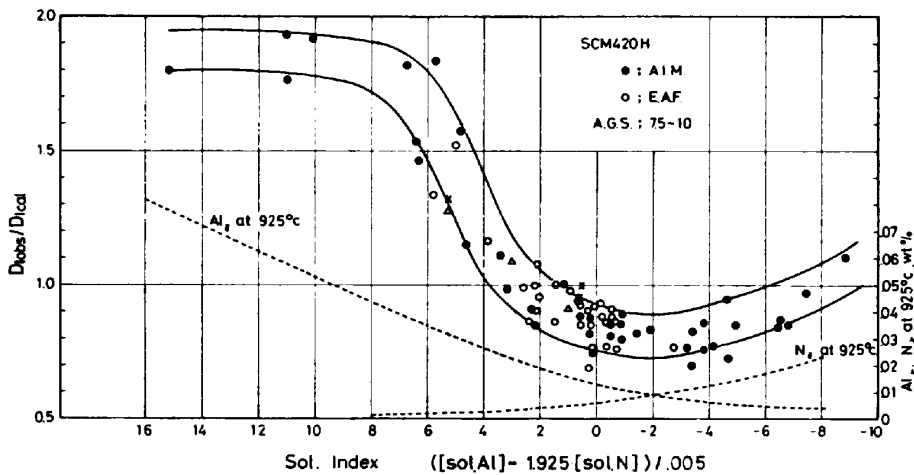


Fig. 10. Relationship between Solubility Index and Al_F or N_F .

T.P. No.	Chemical Composition, wt%											AGS No.	
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al_F	N_F		O
a	.22	.27	.76	.018	.017	.08	1.07	.16	.15	.058	.0139	.0039	9.0
b	.22	.27	.76	.023	.021	.10	1.06	.15	.17	.022	.0138	.0047	9.0

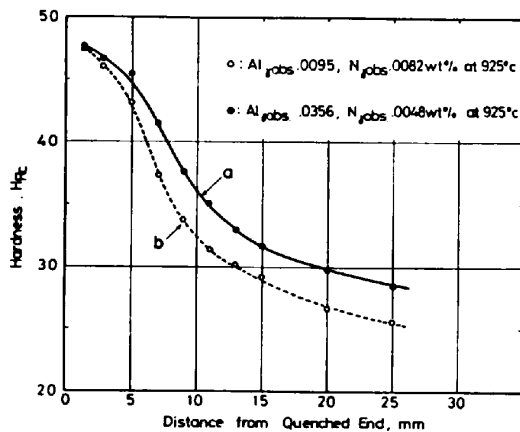


Fig. 11. Effect of amount of Al_F on Jominy hardenability for the same steel austenitized at different temperature.

試片に切削加工し、脱炭を防止するため真空中で 925, 970 と 1050°C にてそれぞれ 30 min 加熱後ジョミニー試験を行った。各焼入温度に対してジョミニー試験結果を Fig. 11 に示したが、 N_F 量と試験後の試片で実測した結晶粒度は 8.5~9.0 と大差ない (Photo. 1) にもかかわらず明らかに Al_F 量が多いと高い焼入性を示している。この実測 Al_F 値をもとにして Al_F をすでに示した Fig. 10 に記すと×印となる。また、同様の方法で行ったもう一種の試料での Al_F を△印で Fig. 10 に示した。このように同一試料において結晶粒度を変えることなく Al_F 量を変化させた場合でも Al_F は Fig. 10 と同様の傾向がえられる。

3.2 Al_F と N_F が変態挙動へおよぼす影響

以上述べてきた焼入性を評価するためのジョミニー試

験は、それ自体種々の異なる冷却速度で冷却された一つの連続冷却変態であり、かたさの差は変態挙動を反映しているわけである。したがって、本質的にはこれら両元素が変態挙動へおよぼす効果を把握しておかねばならない。

Fig. 12 は主要化学成分ならびに結晶粒度はほぼ同じであるが、 Al_F と N_F 量の異なる供試材の連続冷却変態曲線を比較した結果である。したがって、これら4種の変態曲線を比較すれば変態挙動へおよぼす両元素の影響を観察することができる。この結果からは N_F の効果を明確には見出すことは難しいが、 Al_F の影響は明瞭に把握することができる。すなわち、 Al_F 量が増えるにつれ γ からの初析フェライトの析出ならびにパーライトへの変態が長時間側へ移動する。このように Al_F は、とくに初析フェライトへの分解反応へ影響を与えるといえる。

そこで、ここでは変態の Kinetics の解析が容易な恒温変態の面から Al_F が初析フェライトの生成挙動へおよぼす影響をさらに追跡することにした。

供試材は 50 t 電気炉-L.F. 精錬処理された鋼で N_F 量は大差ないが Al_F 含有量の異なる Fig. 13 に示す化学成分と焼入性をもつ2種である。これらの試料を直径 30 mm まで鍛伸し 1200°C×1h 固溶処理と 925°C×1h 焼準処理後、表面と中心軸との中間部より直径 3 mm, 長さ 10 mm の変態点測定試料に切削加工した。その後 Formastor F にて A_1 と A_2 点の間の温度である 735°C でフェライトの恒温析出挙動を追跡した。925°C×15 min γ 化後、 N_2 ガスにより 735°C まで急冷し、5~36000 s 恒温反応させ室温へ急冷した。

Fig. 14 は 735°C での保持時間に対する初析フェライトの析出量 (X) の変化を Q.T.M. 720 (定量画像解析) にて約 40 視野に対して測定した結果を示したものである。若干のばらつきはあるが、 γ から初析フェライト

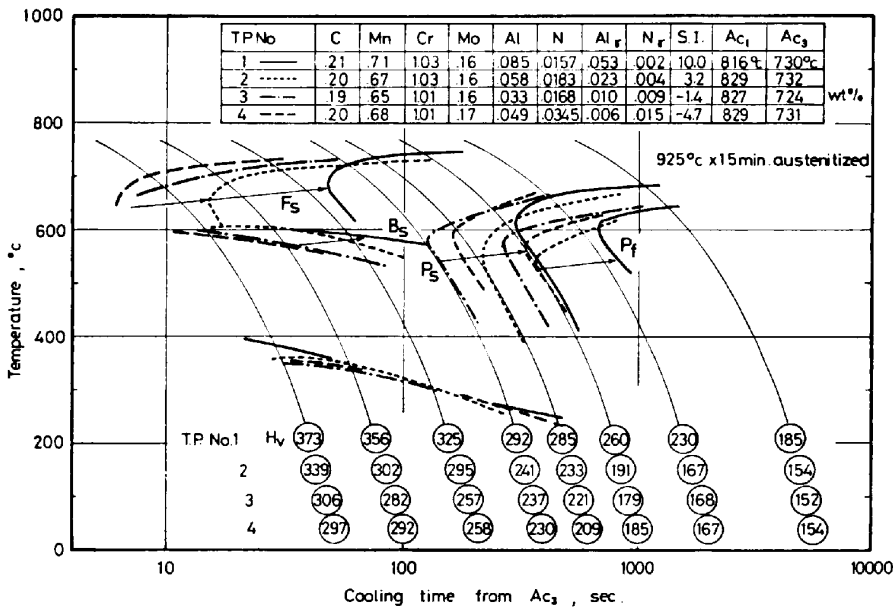
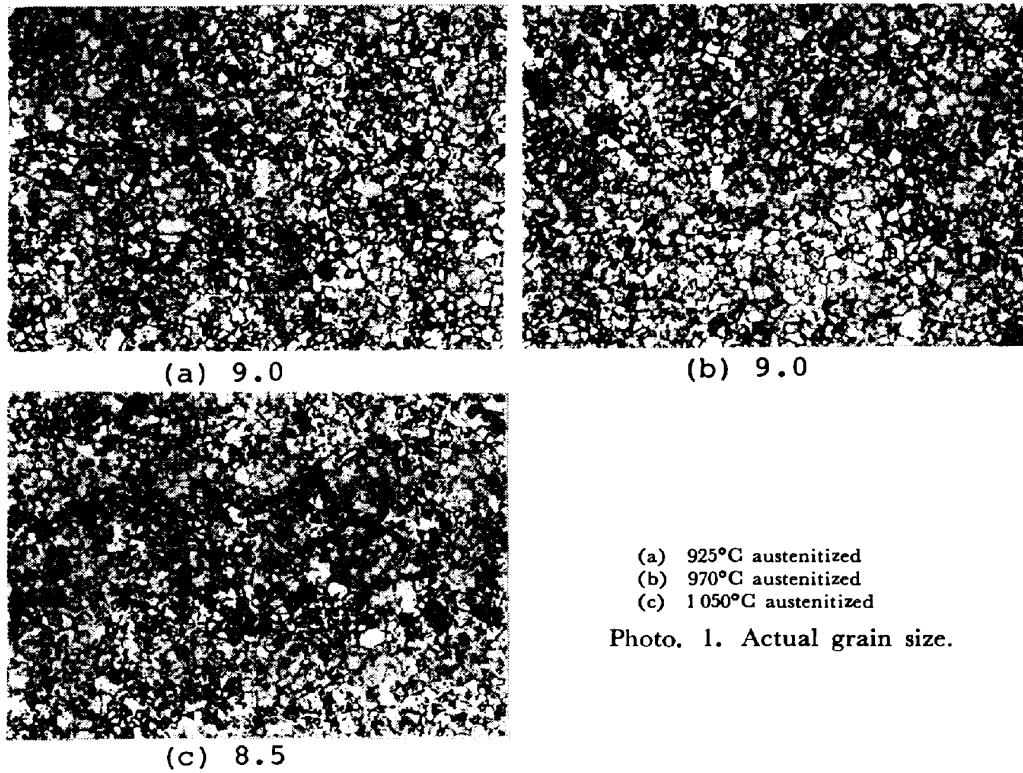


Fig. 12. Effect of Al_γ and N_γ on continuous cooling transformation characteristics.

析出開始までの時間は Al_γ 量の高い試料 a が 20~30 s であるのに比し、含有 Al_γ 量の少ない試料 b は 6~8 s と潜伏時間が短い。その後核生成と成長が同時に進行し初析フェライト量 (X) は増加する。その速度は一見同じように見えるが a 鋼のばらつきからさだかでない。

つぎに両試料を γ→初析フェライト反応の核生成速度の面から比較することにした。一般に二次元の核生成速度 N_x は次式で示される¹¹⁾。すなわち、

$$\dot{N}_x = [1/(1-X(t))] \cdot dN/dt,$$

X(t) : 初析フェライト析出量

ここで、dN/dt を求めるのは容易ではない。そこで、ここでは 735°C での各恒温反応時間後の単位面積当たりの平均フェライト粒数 (N) を顕微鏡組織写真からカウントした結果である Fig. 15 から、単位時間当たりのフェライト粒数の変化 (dN/dt) を求め評価した。Fig. 16 はこのようにして求めた N_x を恒温反応時間に対して図示した結果である。Fig. 15 と Fig. 16 の結果からわかるように Al_γ 量の低い b 鋼は高い a 鋼に比し早期に核

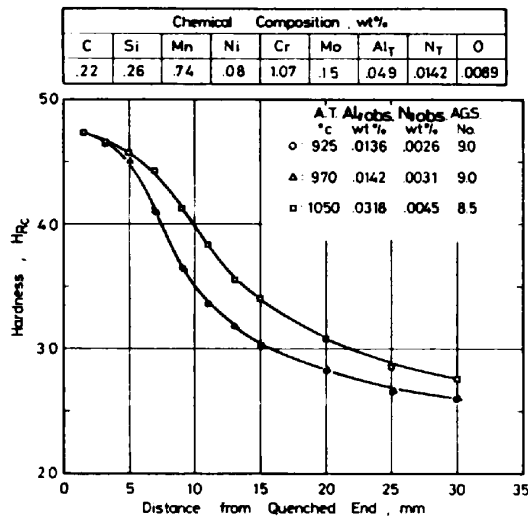


Fig. 13. Chemical composition and Jominy hardenability of two steels investigated.

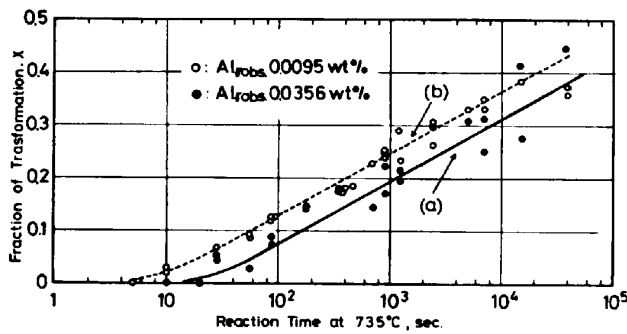


Fig. 14. Isothermal $\gamma \rightarrow$ proeutectoid ferrite reaction curves at 735°C after 925°C \times 15 min. austenitizing for steels (a) and (b).

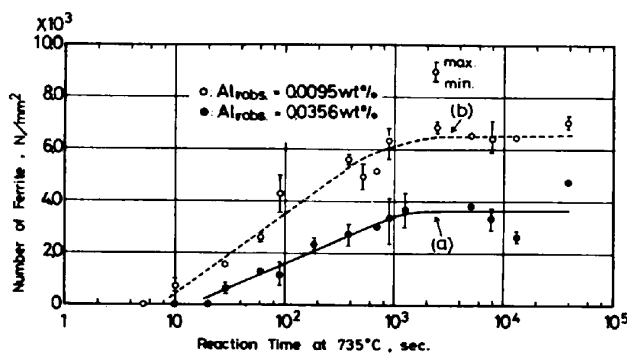


Fig. 15. Average number of proeutectoid ferrite particles per unit area of polished metallographic surface for steels (a) and (b).

生成しその速度も大きいといえる。

一方、両試料についてフェライト粒の成長速度の面から検討を加えねばならないところであるが、核生成と成長とが同時に進行している本試験の場合には、成長速度だけを単独で評価することは困難であつた。ただ、 γ から初析フェライトの核が生成するにせよ、成長するにせ

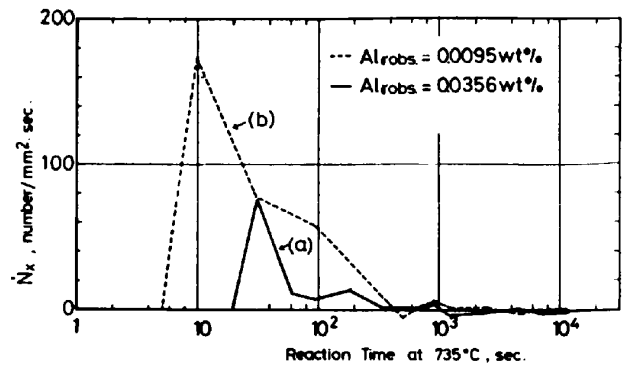
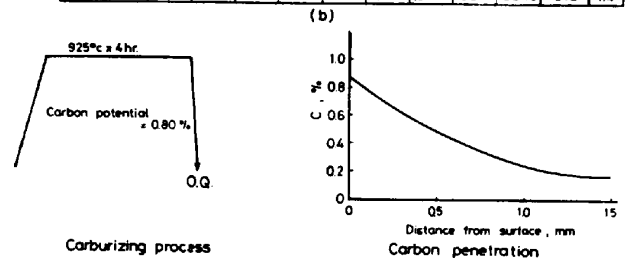


Fig. 16. Nucleation rate of proeutectoid ferrite at 735°C for steels (a) and (b).

(a)

T.P. No.	Chemical composition wt%											C _C
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	N	O	Al _T	
1	.19	.25	.71	.10	1.04	.15	.13	.092	.0054	.0021	.081	8.0
2	.20	.25	.68	.10	1.02	.16	.13	.041	.0029	.0018	.038	7.8
3	.20	.23	.67	.10	1.02	.15	.13	.041	.0076	.0030	.029	8.0
4	.20	.23	.67	.11	1.02	.15	.13	.014	.0044	.0040	.013	7.4



(c)

T.P. No.	Al _T ppm	D _C ⁰ , cm ² /sec.		
		at .05cm	at .1cm	$\bar{X}(0.5-1cm)$
1	813	1.52x10	1.41x10	1.46x10
2	378	1.74	1.52	1.77
3	287	1.91	1.67	1.80
4	134	2.43	1.81	1.81

(a) Chemical composition of steels investigated.
 (b) Carburizing process and carbon penetration curve.
 (c) Diffusion coefficient of carbon at 925°C for various Al_T contents steels.

Fig. 17. Effect of Al_T contents on diffusion coefficient of carbon in austenite.

よ γ 中での C の拡散を介して行われると考えられるので、Al_T 量が C の拡散へ与える影響の面からも検討を試みた。実際には過冷 γ 中での C の拡散速度を議論しなければならないが、この場合相変態を伴ない結果の評価が困難になるためここでは安定 γ 相領域のみに対して測定した。供試材は Al_T 量のみの効果を観察できるように主要化学成分ならびに結晶粒度は Fig. 17(a) に示したようにほぼ同一とした。これらの試料に (b) に示す浸炭処理を施し、EPMA の線分析により定量した C 濃度分布から γ 中での C の拡散係数 D_C^0 に与える Al_T 量の効果を比較した。D_C⁰ 値の算出法は J. I. GOLDSTEIN と A. E. MOREN¹²⁾ が Fe-C-X 三元系合金において第三元

素XがCの拡散へおよぼす効果を調査したと同様の方法で行った。すなわち、鋼中でのCの拡散は Van-Ostrand-Dewey の次式で近似的に表されるので、この式から 925°C での D_0^c 値を計算した。

$$(C_c - C_s) / (C_0 - C_s) = \text{erf}(X / 2\sqrt{D_0^c t})$$

ここで

C_c : 表面から X の位置でのC濃度

C_s : 表面でのC濃度

C_0 : マトリックスのC濃度

t : 浸炭時間

D_0^c : γ 中でのCの拡散係数

erf: ガウスの誤差関数

表面から 0.5 と 1.0 mm の位置で算出した D_0^c 値を Al_γ 量に対して Fig. 17(c) に示したが、これらの相対的比較から Al_γ 量が増せば D_0^c 値が小さくなりCの拡散を遅くすることがわかる。

このように、 Al_γ はその含有量が高くなると、 $\gamma \rightarrow$ 初析フェライト変態の核生成を遅くするとともに、 γ 中でのCの拡散係数を小さくすることにより、初析フェライトの析出ならびにその後のC過飽和 γ から生ずるパーライト変態をも長時間側へ移動させるものといえよう。そして結果的に Al_γ の増加は焼入性を向上させることになる。

4. 結 言

以上に Cr-Mo 系肌焼鋼の焼入性ならびに変態特性へおよぼす Al と N の影響について検討してきたが、その結果を要約すると以下のとおりである。

(1) Al と N の焼入性へおよぼす効果は、次式で示される γ 中に固溶する量で整理すべきである。

$$\log [Al_\gamma] \cdot [N_\gamma] = -6700/T(K) + 1.528$$

Al_γ あるいは N_γ 量が増せばいずれも焼入性を向上させるが、前者は後者に比しその効果は大きい。とくに前者はその量が 0.010 wt% から 0.050 wt% へ増加すると Al_F は 0.8 から 1.8 へと急激に大きくなる。

(2) Al_γ が焼入性を向上させる現象を変態の Kinetics ならびに γ 中でのCの拡散へおよぼす影響から検討した結果、 Al_γ 量が増加すると初析フェライトの核生成とその速度を遅くすること、ならびに γ 中でのCの拡散係数を小さくする効果があることが明らかになった。

文 献

- 1) たとえば, M. A. GROSSMANN: Trans. Metall. Soc. AIME, 150 (1942), p. 227
- 2) たとえば, T. GLADMAN and F. B. PICKERING: JISI, 205 (1967), p. 653
- 3) W. CRAFTS and J. L. LAMONT: Trans. Metall. Soc. AIME, 154 (1943), p. 386
- 4) I. R. KRAMER, S. SIEGEL, and J. G. BOOKS: Trans. Metall. Soc. AIME, 167 (1946), p. 670
- 5) A. S. KENNEDY, V. E. RANCE, and S. TURNER: JISI, 205 (1967), p. 665
- 6) G. T. BROWN and B. A. JAMES: Heat Treatment'79, p. 132 [The Metals Society]
- 7) K. SACHS, B. RALPH, and J. SLATER: Heat Treatment'79, p. 141 [The Metals Society]
- 8) B. A. JAMES and G. T. BROWN: U. S. Patent 3690868, Sept (1972)
- 9) S. L. DARKEN, R. P. SMITH, and E. W. FILER: J. Met., 3 (1951), p. 1174
- 10) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING, and T. GLADMAN: JISI, 205 (1967), p. 161
- 11) V. F. ZACKY and H. I. AARONSON: Decomposition of Austenite by Diffusional Process (1962), p. 89. 135 [Interscience Publishers]
- 12) J. I. GOLDSTEIN and A. E. MOREN: Metall. Trans., 9A (1978), p. 1515