α 鉄 中 の C の stress-induced diffusion におよぼす Al の 効 果*

堀 田 一 二 三** 岩 間 義 郎***

Hifumi Hotta and Yoshiroh Iwama : The Effect of Aluminium on the Stress-Induced Diffusion of Carbon Atoms in α-Iron. Internal friction has been measured at elevated temperatures to study the diffusion of C atoms in low carbon Fe-Al-C alloys containing 0.002~5.28 wt% Al. It is observed that the Snoek peak proper to the Fe-C binary alloys is broadened and reduced in height with increasing of the Al content. Besides, the addition of Al produces another peak at the higher temperature, and the peak increases in height at the expense of the Snoek peak. The activation energies of the Snoek peak and the second peak are 18.5~19.5 kcal/mol and 23.6~24.5 kcal/mol, respectively. Though the Snoek peak in pure Fe-C alloy is somewhat greater in width than that calculated as having the single relaxation time, the Snoek peak in the Fe-Al-C alloys are still larger in width than that of the binary alloy and the second peak is much greater in width. The broadening can be explained by allowing their relaxation times to have an appropriate error-functional distribution. By selecting suitable values of parameters, the calculated curves are fitted very well to the observed ones.

From the obtained results, it is suggested that the Snoek peak is due to the stress-induced diffusion of C atoms at Fe-Fe interstices expanded by the addition of Al, and the second peak is due to that at Fe-Al interstices. The Fe-Al interstices are considered as if they were under a compressed condition, as contrasted with the Fe-Fe interstices.

(Received November 4, 1965)

I. 緒 言

侵入型 C あるいは N 原子を含んだ α 鉄の内部摩擦を温度を変えて測定すると、約 40°C (1 c/s) に Snoek ピーク⁽¹⁾をあらわすことはよく知られている。この Snoek ピークは C あるいは N 原子の、外応力による stress-induced diffusion に起因することが知られている。純鉄にいろいろな置換型不純物原子が固溶すると、鉄の母格子が全体的に

膨張あるいは収縮すると同時に、不純物原子のまわりでは局所的な歪みがあらわれ、また不純物原子と C あるいは N との化学的相互作用も考えられる。したがってこのような格子中における C あるいは N 原子の拡散は、置換型不純物原子によつてかなり影響され、それによつて Snoek ピークの形状も変化することが期待される。事実、V⁽²⁾⁽³⁾, Mo⁽³⁾

* 1963 年 4 月本会東京大会に発表

(1) J. Snoek : Physica, **8** (1941), 711.

(2) J. D. Fast and J. L. Meijering : Philips Res. Rep., **8** (1953), 1.

(3) L. J. Dijkstra and R. J. Sladek : J. Metals, **5** (1953), 69.

** 名古屋市工業研究所 (Nagoya Municipal Industrial Research Institute, Nagoya)

*** 名古屋大学工学部応用物理教室 (Dep. Appl. Phys., Faculty of Eng. Nagoya Univ., Nagoya)

(4), Cu⁽⁴⁾, Mn⁽⁵⁾, Cr⁽³⁾, Si^{(6)~(8)} を少量含んだ 2 元鉄合金に N を固溶させると、低温側の通常の N の Snoek ピークのほかに、高温側に一つあるいは二つのピークがあらわれることが認められている。一方、C を固溶させた場合には、それぞれ Cr, Ni, Mn, V, Mo^{(9)~(10)} を含む 2 元合金では、Snoek ピークに本質的な影響は現われないが、Si^{(11)~(12)}, Al^{(12)~(13)} を含む 2 元鉄合金では、N の場合と同様に高温側にもいくつかのピークがあらわれて、そのピークは全体として対称性が著しく失われることが報告されている。このような実験を通じて C, N 原子の拡散におよぼす置換型不純物原子の影響を検討することはきわめて興味深く、これによつて α 鉄中における置換型原子の挙動が明らかにされる可能性もあり、さらにはこの結果は α 鉄中の C ならびに N 原子の時効析出とも深い関連をもつと考えられる。そこで筆者らは、鋼への応用を企画して、Fe-M-C 型 3 元合金における Snoek ピークに関する研究を進めているが、本報告では置換型不純物元素としてとくに Al をとりあげた。

Fe-M-C 3 元合金の Snoek ピークに関する従来の研究を概述しておこう。純鉄に少量の置換型不純物元素の含まれた Fe-M-C 3 元合金における Snoek ピークの研究は、古くは Wert⁽¹⁰⁾ の報告がある。かれは Cr, Ni, Mo, Mn, V などをそれぞれ 0.5% 含んだ合金について、40°C 付近の Snoek ピークを観察し、これら合金のピークの形状は、いずれも不純物によつて変化しないことを認め、鉄格子中に存在するこれらの置換型不純物原子は、C の拡散に対してほとんど影響を与えないとしている。また Leak⁽⁷⁾ らは、Fe-Si (2.1%) -C 合金について、測定周波数を広く変化させて Snoek ピークを観察している⁽¹¹⁾。それによれば 40°C 付近の Snoek ピークのほかに高温側にさらに一つあるいは二つのピークが存在し、それらの活性化エネルギーが、40°C 付近にあらわれる Fe-C 系本来のピークの活性化エネルギー (20.8 kcal/mol) よりも低い値 (14.7~12.5 kcal/mol) をもつことを認めている。しかし高温側にピークを生ずる原因については明確な説明が与えられていない。最近、Fe-Al-C 合金についての Snoek ピークが Laxar⁽¹³⁾ らによつて検討されている。かれらは 0.04~2.36% Al を含んだ鋼の Snoek ピークの観察から、Al 量がますますピークの

形状は非対称となり、高温側に一つあるいは二つのピークがあらわれることを認め、この broad なピークを四つの単一ピークに分解して考察している。また Borchers⁽¹²⁾ も Fe-Al-C, Fe-Si-C 系合金で同様な内部摩擦曲線を測定し、これを二つ以上のピークに分解し、これらから固溶 C 量を追跡している。これらの多くのピークへの分解に対する説明としては、Wert⁽¹⁰⁾ らは置換型不純物 M を含むような 3 元合金では、本来の Fe/Fe site $\rightarrow$ Fe/Fe site の C 原子のジャンプ以外に Fe/Fe site $\rightarrow$ Fe/M site, Fe/M site $\rightarrow$ Fe/Fe site さらには Fe/M site $\rightarrow$ Fe/M site の C 原子のジャンプがそれぞれちがった緩和時間をもつためであると考察している。しかし Al 原子のような原子半径の著しく異なつた元素を含む置換型合金では、格子の無秩序な乱れが存在し、これに依じて、その間での C 原子のジャンプの緩和時間は当然ある程度の巾をもつべきであるから、これをいくつかの単一ピークの集合として取扱うことは定量的な意味で問題がある。一般に統計的な結晶の乱れの存在を考慮すれば、内部摩擦ピークに関する緩和時間(τ)は、ある値 τ_m のまわりにある一つの分布をもつと考えられる。Nowick⁽¹⁴⁾ は、このような場合にあらわれるピークの形状変化を詳細に検討している。実際に筆者らの Fe-C 合金における測定においても、すでに τ がある程度の広がりをもつことが知られた。したがつて Fe-M-C 3 元合金の Snoek ピークを取扱う上においてもこの点を考慮する必要がある。そこで測定結果の解析に当つては、Nowick⁽¹⁴⁾ らの計算結果を参考として、それぞれのピークに対しての適当な分布 (誤差分布をとつた) を仮定し考察を進めた。

II. 試料ならびに測定方法

真空溶解した工業用純鉄に Al (99.999%) および Fe-C (2.7%) 母合金をそれぞれ添加溶製した。真空中にて金型鑄造した鋼塊 (18 mm ϕ) を 2 mm ϕ までスエーピングマシンにて鍛造、さらに線引加工で 0.6 mm ϕ まで伸線し、900°C 30 min、加熱空冷した。主な試料の化学分析値を Table 1

Table 1 Chemical composition of specimens.

Chem. comp.	1	2	3	4	5	6	7
Al (wt%)	0.002	0.97	1.88	1.78	1.85	1.94	3.48
C (wt%)	0.02	0.05	0.006	0.018	0.10	0.18	0.06
Si (wt%)	0.02	0.02	0.01	0.02	0.005	0.005	0.02

に示す。この試料を 700°C, 15 min 加熱後水焼入れし、内部摩擦の測定に供した。

測定は Kê タイプのねじり振動法で行ない、その周波数 0.5~1.2 c/s は、慣性振子のおもりの位置を変えることによつて周波数を適当に選ぶことができる。なお、この種の材料では昇温するにつれて磁氣的に軟かくなり、磁壁移動による内部摩擦の寄与がかなり入つてくることが知られて

- (4) J.D.Fast: Métaux Corr. Ind., **36**(1961), 431.
- (5) J.D.Fast, J.L.Meijering and M.B.Verrijp: Métaux Corr. Ind., **36**(1961), 112.
- (6) R.Rawlings and P.M.Robinson: J.I.S.I., **197**(1961), 211.
- (7) D.A.Leak, W.R.Thomas and G.M.Leak: Acta Met., **3**(1955), 501.
- (8) 堀田, 岩間: 名古屋市工業研究所研究報告, **29**(1963), 8.
- (9) J.D.Fast: Rev. Mét., **47**(1950), 779.
- (10) C.Wert: J.Metals, **4**(1952), 602.
- (11) D.A.Leak and G.M.Leak: J.I.S.I., **189**(1958), 256.
- (12) H.Borchers and W.König: Arch. Eisenhütt., **34**(1963), 453.
- (13) F.H.Laxar, J.W.Frame and D.Blickwede: Trans. ASM., **53**(1961), 683.

- (14) A.S.Nowick and B.S.Berry: I.B.M. Journal, **5**(1961), 297, 312.

いるので^{(15)~(17)}, この効果をさけるためにいずれも試料を磁氣的に飽和させるに十分な磁場中 (約 90 Oe) で測定を行なつた。

III. 実験結果とその考察

1. Fe-Al-C 3元合金のSnoekピーク

Fe-C合金のSnoekピークがAlの量とともにいかに変化するかを観察してみよう。Fig. 1にTable 1の試料No. 1, 2, 5, 7で約1c/sで測定されたSnoekピークである (本報告では組成はすべてwt%で表わす)。図からわかるようにAl量の増加とともに、40°C付近のピークの高さ (以後これを $Q_{\max}^{-1}$ とよぶ)は次第に減少しかつbroadになる。しかもAl量約1%以上の合金では、あたかも高温側に別のピークが重畳して存在するかのごとき傾向を示す。たとえば3.48%Al量では、明らかに約75°C付近にかなりbroadな第2のピークが認められる。したがって純鉄中へのAl原子の固溶は、40°C付近のピークに著しい変化をもたらすと同時に、高温側に一つあるいは二つの新しいピークを

Fig. 1 Effect of Al content on damping behavior of Fe-Al-C ternary alloys, quenched from 700°C.

生ずるといい得る。なおこの系列の試料は炭素量のほぼ固溶限付近にあり、また比較的結晶粒の粗い試料である。

以上の結果から40°C付近のピークは鉄格子中 (いいかえればFe原子近傍の格子間位置)におけるC原子の拡散にもとづくものであり、高温側のbroadなピークは置換型Al原子の影響下 (あるいはAl原子近傍の格子間位置)におけるC原子の拡散によるものであろうと推定される。

さらに、Cの固溶限内でいろいろなC量を変化させた試料No. 3~6についても実験を行ない、固溶C量がピークの形状にどのような影響を与えるかをしらべた。Fig. 2はAl量をほぼ一定 (1.78~1.94%)とし、C量を0.006%, 0.018%, 0.10% および0.18%にそれぞれ変化せしめた場合の結果である。図からわかるように、C量の増加にともなつてピーク高さは次第に増加するが、固溶限以上のCを含んだ0.18%では逆にわずかに低下している。図からわかるよ

うに、このAl量の試料では40°C付近および70°C付近を中心とした二つのbroadなピークが認められるが、この二

Fig. 2 Effect of carbon content on damping behavior of Fe-Al-C alloys, quenched from 700°C.

つの $Q_{\max}^{-1}$ はいずれも固溶限以内ではそのC量に比例して変化する。したがって、これらのピークはいずれも固溶C原子に起因するものと考えることができる。しかも、ここで注目されることは、低温側の $Q_{\max}^{-1}$ と高温側の $Q_{\max}^{-1}$ との比はほとんどそのC量に依存していない。もし二つのピークの出現にあずかる固溶原子が全固溶原子中、あるものは低温側の $Q_{\max}^{-1}$ に、またほかが高温側の $Q_{\max}^{-1}$ に寄与しているとすれば、これらの分配の割合は固溶C量にはよらないといえる。

さらにFig. 2で0.18% C試料の結果から明らかのように、固溶限以上のC量を含み、したがって炭化物 (セメント)が存在する場合でもそのピークがわずかに低下するのみで内部摩擦曲線の形状には本質的な変化を与えない。したがって、上述の新しいピークは炭化物の存在によるものでないと考えられる。

2. ピークの活性化エネルギー

内部摩擦-温度曲線にあらわれるピークに対する活性化エネルギーを求めるために各試料について、二つの異なる振動数について測定した。こうして二つの異なる振動数 f_1, f_2 によってそれぞれ測定された内部摩擦を $1/T$ に対してプロットし、両曲線のピークの移動量からCの拡散の活性化エネルギー ΔH を、 $\Delta H = R \ln (f_1/f_2) / (1/T_2 - 1/T_1)$ の式にしたがつて容易に求めることができる⁽⁷⁾。Fig. 3にその一つの例としてFe-Al (18.5%) -C合金の結果を示した。図によって曲線の低温側の上昇部分の移動から得られた活性化エネルギーは約18.5 kcal/molで、Fe-C系のC原子の拡散の活性化エネルギーにほぼ近いかそれよりやや低い値である。一方、高温側の降下部分の移動から得られる活性化

(15) A. W. Cockard: A. I. M. E., **206** (1956), 1296.

(16) F. Dabosi: Métaux Corr. Ind., **36** (1961), 244.

(17) Tin Sui Kê: Trans. AIME, **176** (1948), 448.

↑ 炭化物の存在は一般に内部摩擦曲線を下げ、あたかも固溶C量が減少したかのような効果を示す。これは炭化物近傍でのC原子がstress-induced diffusionにあずからないことによるものと推測される。

エネルギーは約 24.5 kcal/mol で Fe-C 系のそれに比べて著しく高い。その他の試料についても同様にして活性化エ

Fig.3 Damping-temperature curves of Fe-Al(1.85%)-C alloy, measured with different frequencies.

Table 2 Activation energy ΔH and broadness parameter for Fe-site peak and Al-site peak.

Specimens	Fe-site peak		Al-site peak	
	ΔH_1 (kcal/mol)	β_1	ΔH_2 (kcal/mol)	β_2
No.1(0.002% Al)	20.1 $\pm$ 1.0	0.8		
No.2(0.97% Al)	19.0 $\pm$ 1.0	0.8	23.6 $\pm$ 2.0	1.5
No.5(1.85% Al)	18.5 $\pm$ 1.0	1.0	24.0 $\pm$ 2.0	2.0
No.7(3.48% Al)	19.5 $\pm$ 2.0	1.3	24.5 $\pm$ 2.0	2.8

ネルギーが求められ、それらを一括して Table 2 に示してある。ここで低温側ピークは Fe-C 系のそれに近いことから Fe-site ピークとよび、高温側ピークは明らかに Al 原子の影響と考えられるので Al-site ピークと呼ぶことにする。表中の活性化エネルギーを比較してわかるように、Al によつて Fe-site での拡散はそれほど変化しないが、Al-site での拡散はこれに比してずっと困難であり、Al 量の増加にしたがつてその程度を増す。全体としていえば、Al 量とともに Al-site が急激に増加し、C の拡散は困難になると結論することができる。

3. ピークの解析

つぎに各内部摩擦-温度曲線を Fe-site ピークと Al-site ピークに分解し、それぞれのピークの消長を検討して Al 原子の影響を考察しよう。

まず Fe-C 2 元合金 (No.1) の結果に注目する。Fig.4 は内部摩擦 Q^{-1} を $1/T$ に対してプロットしたもので、図中の○印が実測値である。ここで単一の緩和時間 (τ) を仮定すれば τ は次式であらわされる。

$$\tau = \tau_0 \exp(\Delta H/RT) \quad (1)$$

ピーク値 $Q_{\max}^{-1}$ を実験値にあわせて

$$Q^{-1} = Q_{\max}^{-1} \cdot 2\tau\omega / (1 + \tau^2\omega^2) \quad (2)$$

にしたがつて計算した結果は図中の下側の曲線である。こ

Fig.4 Damping curve for Fe-C alloy, full lines are calculated, open circles are observed.

れからわかるように、観察されたピークはこのような単一の緩和時間であらわされるものではなく、あるひろがりをもつものである。いま緩和時間 τ がある τ_m のまわりに次式で表わされるような lognormal 分布†をもつと仮定すると、

$$\phi(Z) = 1/(\beta\sqrt{\pi}) \exp(-Z^2/\beta^2) \quad (3)$$

ここで $Z = \ln(\tau/\tau_m)$ であり、また β は $\ln \tau$ の分布の巾ひろがりを表わすパラメーターである。 $\beta=0$ のとき単一の緩和時間の場合に相当し、 β が増加するにつれて τ の分布にひろがりを生じ、この τ によつて計算された $Q^{-1}-1/T$ 曲線に巾ひろがりを生ずる結果となる。したがつて β はピークの巾ひろがりを示すパラメーターともなる。この種の取扱い方はすでに Nowick-Berry⁽¹⁸⁾によつて詳細に計算されている。その結果を用いて計算すると、Fig.4 の実測値に対しては $\beta \approx 0.8$ となる。Fe-C 2 元合金の Snoek ピーク自体すでにある程度の巾ひろがりをもつことは、Fe 格子中の格子間位置が含まれる不純物、格子欠陥によりまた熱振動によつて統計的なゆらぎを生じ、格子間 C 原子の τ に式 (3) で与えられるような分散を生じているものと推測される。なおここに得られた β ⁽¹⁹⁾ の値は Berry らの Ag-Zn 合金で求めた β と比較しても妥当な値である。

つぎに Fe-Al-C 合金のピークの解析に当つては、上述の取扱い方にしたがつて活性化エネルギーのちがつた Fe-site と Al-site の二つのピークに対する緩和時間 τ_1, τ_2 が、

(18) A.S. Nowick and B.S. Berry: Acta Met., 10(1962), 312.

(19) 堀田, 岩間: 1966 年 4 月本会東京大会に発表.

† $\ln \tau$ が $\ln \tau_m$ のまわりに正規分布することを意味する。

それぞれ異なつたひろがり β_1, β_2 によつて τ_{m1}, τ_{m2} のまわりに分布していると仮定した。それぞれの活性化エネルギー

Fig. 5 Damping curve for Fe-Al(0.97%)-C alloy showing two relaxation maxima, full lines are calculated and open circles are observed.

Fig. 6 Damping curve for Fe-Al(1.85%)-C alloy showing two relaxation maxima, full lines are calculated and open circles are observed.

Fig. 7 Damping curve for Fe-Al(3.48%)-C alloy showing two relaxation maxima, full lines are calculated and open circles are observed.

には Table 2 に示した値を用いて trial and error の方法で種々のパラメータ値を決定した。Figs. 5~7 は各種組成合金についての解析結果で、○印で示した実測値は太い実

線で示した合成計算曲線とよく一致している。それぞれの β_1, β_2 は Table 2 に併記した。0.97%Al 試料では Fe-site ピークの β_1 は純鉄のそれとほぼ等しく、この程度の Al の存在は Fe 格子本来の乱れをそれほど変化させないことを示唆している。しかしさらに Al 量が増加するにつれてわずかながら漸増を示す。

これに反して Al-site の β_2 は 0.97 Al 試料ですでに約 1.5 の値を示し、Al 量とともにかなり増加して 3.48% Al 試料で約 2.8 となる。これは Al 原子のまわりではかなりの格子の乱れが存在し、Al-site における緩和時間に大きなゆらぎを生ずることに対応している。

以上の各試料について計算された合成曲線と実測値との一致はいずれもきわめて良好であるのみならず、さらに振動数を変化させた実験結果についてもよい一致が得られることが確かめられた。Laxer ら⁽¹³⁾は Fe-Al-C 合金の Snoek ピークを単一の緩和時間をもつ 4 つのピークの重ね合せによつて説明しているが、この取扱いでは振動数を変化させた実験結果まで矛盾なく説明することが困難であり、また四つのピークの物理的意義に問題がある。したがってむしろ巾ひろがりをもつ二つのピークへ分解する著者らの解析の方が妥当であろうと思われる。

4. Fe-site および Al-site ピークの機構の考察

ここで Fe-Al-C 3 元合金の Snoek ピークを分解して得られる Fe-site と Al-site のそれぞれのピークの機構を考察してみよう。

Fig. 8 (a) Effect of Al content on matrix lattice parameter of Fe-Al alloys. (b) shows its change schematically.

Fig. 8(a)には Fe に Al が固溶したときの Fe の格子定数の変化を示す。Fig. 8(b)の二次元模型図に示されるように、

Al 原子が入ることによつて全般的に Fe 格子が $4a$ だけ膨張すると考えられる。ここで $4a$ は Al 量に依存する。Fe-site ピークはこのように膨張した格子中における Fe 原子近傍での格子間 C 原子の stress-induced diffusion に起因するピークと考えられる。その活性化エネルギーがわずかではあるが純鉄の場合の 20.1 kcal/mole よりも低くなる理由は、格子の膨張が効いて C 原子の拡散のバリアーを下げると思えば理解できる。この効果はむしろ小さなものであるが、これと同時に Al の固溶によつて Fe-site ピークの巾ひろがりが見られる。この原因としては Al 原子が増加するにしたがつて、Fe 格子本来の乱れのほかに、さらに Al による $4a$ のゆらぎが次第に大きくなることが考えられる。

つぎに高温側の Al-site ピークは Al 原子近傍における格子間 C 原子の stress-induced diffusion によるものと考えられる。Al 原子は Fe 原子に比して大きな原子半径をもつから、Al 原子のまわりでは格子は圧縮応力をうけたかのごとき状態にあると推測される。このために Al-site での C 原子の拡散は Fe-site におけるよりは高い活性化エネルギーをもつことが定性的には説明される。さらに、Al-site ピークの巾ひろがりを出す β_2 が Fe-site の β_1 にくらべてかなり大きいこと、および両ピークの相対的な高さの比較からつぎのように考えられる。

たとえば 0.97% Al 試料では Fe-site ピークの高さと Al-site ピークの高さの比は大体 2:1 であるが、Al-site として Al 原子のまわりの格子間位置をその second nearest site まで加えて計算しても、Fe-site と Al-site の数の比は高々 9:1 程度にしかならない。この点を考慮すれば Al-site とは Al 原子のまわりのかなり広い範囲の site を含むものと見なければならない。この見地からすれば、Al-site は Al 原子からの距離によつてその緩和時間にかなり変動を生ずるから、 β_2 の大きいことは容易に説明しうる。さらに Al が増加すると Al-Al-site とよばれるような site もまた加わってくるので、この巾ひろがりは一層大きくなることが期待される。

一般に Snoek ピークの高さはその固溶 C あるいは N 量に比例するものとして知られている。しかしながら、上述のような取扱によつて得た二つのピークについてはそのピーク高さの和をそのまま Fe-Al-C 合金中の固溶 C 量の目安とすることは妥当でない。この理由はこれらピークはいずれも単一の緩和時間にしたがうものではなく、ある分布をもつた緩和時間にもとづくピークで、しかもそれぞれの分布のひろがり β_1, β_2 がかなり異なるからである。これに対しては各ピークを単一の緩和時間の曲線すなわち $\beta=0$ のもとに換算してその高さを求める方法が考えられるが、これについては別の機会に譲る。いずれにせよ、Al-site における stress-induced diffusion の機構は Fe

-site の Snoek ピークの場合と完全に同一視することはできないと思われる。これに関しては Al-site の正確な定義がなされて、それらの間での C の stress-induced diffusion の mode が明らかにならなければならない。

最後に、もう一つの注目すべき結果として Al 量の増加にともなつて二つのピークの位置がそれぞれ移動することが挙げられる。すなわち、Al 量の増加とともに Fe-site ピークは低温側に、Al-site ピークは高温側に移動する。しかもこの移動は活性化エネルギーの増減とはかならずしも関連なく、とくに前者で著しい。同様な傾向は Fe-Si-C 合金の実験においても認められている⁽²⁰⁾。これは多分式 (1) 中の frequency factor τ_0 の変化に結びつけられるものであろうが、このような置換型不純物の frequency factor におよぼす影響についての詳細は次報に譲ることにする。

IV. 結 論

置換型不純物として Al を含む Fe-Al-C 3 元合金について、Kê の方法によつて内部摩擦の昇温側定をおこない、Snoek ピークの Al による影響をしらべ、Fe-Al 合金中の C の拡散を検討した結果、つぎのような結論を得た。

(1) 置換型 Fe-Al-C 3 元合金の Snoek ピークは Al 量の増加とともに次第に巾ひろがりを出し、Fe-C 2 元合金本来の 40°C 付近のピーク (Fe-site ピーク) のほかにさらに高温側にもう一つのピーク (Al-site ピーク) が現われ、これら二つのピークの重畳した形を呈する。

(2) Fe-site ピークは Al 量とともにその中心が低温側に移行し、その活性化エネルギーは Fe-C 系の Snoek ピークのそれとはほぼ等しいが、Al 量とともにわずかに減少する。

(3) Al-site ピークは Al 量とともに高温側へ移行し、その活性エネルギーは 23.6~24.5 kcal/mole でかなり大きく、また Al 量の増加によつて次第に増加する。

(4) Al 量の増加にしたがつて、Fe-site ピークの高さは低下し、Al-site ピークのそれは急激に増加する。

(5) それぞれのピークがちがった分散度をもつ lognormal な分布をもつた緩和時間 τ_1, τ_2 によるものとして曲線を解析すると、計算曲線は実測値とよく一致させることができる。

(6) Fe-site ピークの巾ひろがりを表わすパラメータ β_1 は Al 量とともにわずかに増大するが、Al-site ピークの β_2 はこれよりずっと大きな値を示し、Al 量とともにかなり増大する。

(7) Al 量の増加にともなつて、拡散困難な Al-site で拡散の頻度が増加し、このために鉄中の C の拡散は全体として困難になると考えられる。